



# Étude du comportement mécanique des matériaux dans des conditions étendues de vitesses et de températures : application à l'acier C68 dans le cas d'une opération de formage incrémental

Mathieu Vautrot

## ► To cite this version:

Mathieu Vautrot. Étude du comportement mécanique des matériaux dans des conditions étendues de vitesses et de températures : application à l'acier C68 dans le cas d'une opération de formage incrémental. Autre. Université de Grenoble, 2012. Français. NNT : 2012GRENA039 . tel-00795973

**HAL Id: tel-00795973**

**<https://theses.hal.science/tel-00795973>**

Submitted on 1 Mar 2013

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

## THÈSE

Pour obtenir le grade de

## DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Sciences pour l'ingénieur**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

**Mathieu VAUTROT**

Thèse dirigée par **Pascale BALLAND** et  
codirigée par **Laurent TABOUROT** et **Odd Sture HOPPERSTAD**

préparée au sein du **Laboratoire Systèmes et Matériaux pour la  
Mécatronique**

dans l'**École Doctorale Sciences et Ingénierie des Systèmes  
de l'Environnement et des Organisations**

## Étude du comportement mécanique des matériaux dans des conditions étendues de vitesses et de températures : application à l'acier C68 dans le cas d'une opération de formage incrémental

Thèse soutenue publiquement le **14 Décembre 2012**,  
devant le jury composé de :

**M. Claude FRESSENGEAS**

Professeur des universités, Université de Metz, Rapporteur, Président

**M. René BILLARDON**

Professeur des universités, LMT-Cachan, UPMC, Rapporteur

**M<sup>me</sup> Delphine RETRAINT**

Professeur des universités, Université de Technologie de Troyes, Rapporteur

**M<sup>me</sup> Elisabeth MASSONI**

Directeur de recherche, Mines Paris-Tech, Membre

**M<sup>me</sup> Pascale BALLAND**

Maître de conférences HDR, Université de Savoie, Directeur de thèse

**M. Odd Sture HOPPERSTAD**

Professor, NTNU (Norvège), co-Directeur de thèse

**M. Laurent TABOUROT**

Professeur des universités, Université de Savoie, co-Directeur de thèse

*Université Joseph Fourier / Université Pierre Mendès France /  
Université Stendhal / Université de Savoie / Grenoble INP*





# Remerciements

Ce travail de thèse a été effectué dans le cadre d'un projet financé par le Fonds Unique Interministériel (FUI) au sein du laboratoire SYstème et Matériaux pour la MÉcatronique (SYMME) de l'université de Savoie à Annecy. Ce projet est le fruit d'une collaboration entre la société NTN-SNR, le CTDEC (Centre Technique de l'industrie du Décolletage) et le laboratoire SYMME.

J'exprime toute ma gratitude à mes responsables de thèse. Je remercie donc mes directeurs de thèse du laboratoire, Mme Pascale Balland, maître de conférences HDR à l'université de Savoie et M. Laurent Tabourot, professeur des universités à l'université de Savoie, pour m'avoir accompagné dans la démarche scientifique et humaine de ce projet et pour leur soutien tout au long de ces années. Je remercie tout particulièrement M. Odd Sture Hopperstad, professeur à l'université norvégienne de science et technologie (NTNU) de Trondheim en Norvège pour son encadrement et son implication dans ma thèse, mais aussi pour son accueil lors de mes séjours en Norvège.

Je remercie M. René Billardon, professeur à l'université Pierre et Marie Curie, Mme Delphine Retraint, professeur à l'université de Troyes, et M. Claude Fressengeas, professeur à l'université de Metz, pour la qualité de leurs remarques et de leurs rapports. Je remercie également Mme Élisabeth Massoni, directeur de recherche au CEMEF pour avoir examiné ce travail.

Un grand merci à Jonathan Raujol-Veillé, qui a travaillé sur ce même projet, pour son appui et nos nombreux échanges quotidiens.

Je tiens à remercier tous les membres du laboratoire SYMME pour leur sympathie et leur bonne humeur, et en particulier Laurent Bizet, notre ingénieur associé au projet ; Fabien Degré, ancien doctorant du laboratoire pour ses explications pertinentes et ses bonnes idées ; Blaise Girard, technicien du laboratoire pour son appui technique ; Christelle et Nassika, nos deux secrétaires, pour leurs appuis administratifs.

J'ai eu la chance de faire de nombreux séjours en Norvège. Ainsi je remercie tous les membres du laboratoire SIMLab (Structural Impact Laboratory) pour leur accueil et leur sympathie lors de ces séjours. Je tiens à adresser un petit clin d'œil à la communauté française du laboratoire



norvégien : Vincent, Marion, David. Je remercie aussi, Stéphane Dumoulin et Afaf Saai, chercheurs au SINTEF pour leur aide ; Trond Auestad, ingénieur de recherche au SIMLab, pour son appui et son aide lors de mes essais expérimentaux réalisés en Norvège.

Je remercie ceux qui ont participé à ce projet, en particulier Guy Azam et Pierre Éhinger de la société NTN-SNR ; Simon Bernard et Vincent Moreau du CTDEC.

Enfin, j'exprime ma profonde reconnaissance à ma famille et mes amis pour leurs soutiens tout au long de ces années.

# Résumé

L'objectif de ce travail de thèse est la caractérisation et la modélisation du comportement thermo-mécanique d'un acier à haut taux de carbone dans des conditions de chargement identiques à celles d'un procédé de formage incrémental à 720°C. Le regain d'intérêt des industriels pour ce type de procédé provient du fait qu'ils sont moins énergivores et permettent un ratio matière valorisée sur matière brute intéressant pour des propriétés mécaniques améliorées de la pièce formée. Le recours à l'outil numérique devient aujourd'hui une solution intéressante pour optimiser au mieux la mise au point du procédé. Son application demande, entre autres, une description fine du comportement du matériau dans les conditions de sollicitations de celui-ci, c'est-à-dire sur une large plage de vitesses de déformation et de températures. Pour cela, une caractérisation du matériau est nécessaire dans ces conditions. Le comportement mécanique d'un acier à haut taux de carbone a été étudié au travers d'essais de traction quasi-statiques et dynamiques afin de déterminer la sensibilité du matériau à la température et à la vitesse de déformation. Cette caractérisation repose sur la combinaison novatrice d'un système de chauffage par induction contrôlé par pyrométrie et d'un système d'acquisition d'images numériques. Ce dernier est utilisé pour la détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images. En particulier, les effets de la température sur le module d'élasticité, l'anisotropie et l'écrouissage isotrope ont été étudiés. Les résultats de ces essais ont ensuite constitué une base de données expérimentales pour l'identification des paramètres de divers modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastique. Ces derniers sont plus ou moins complets selon le nombre de paramètres utilisés pour décrire le comportement du matériau sur l'ensemble du domaine étudié. Cela permet d'identifier le modèle avec le meilleur ratio qualité/coût-délai pour une application donnée. Chacun des modèles étudiés dispose donc d'un domaine de définition propre.

Mots clés : module d'Young, caractérisation, température, vitesse de déformation



# Abstract

The aim of this thesis work is the characterization and the modelisation of the thermo-mechanical behaviour of a high-carbon steel with loading conditions corresponding to those imposed by a forming process at 720°C. The renewal interest for this kind of industrial process comes from the fact that they use less energy and provide a ratio of material valued/raw material interesting to improved mechanical properties of the formed part. The use of numerical tool becomes today an interesting solution to optimize the development process. Its application requires a detailed description of the material behaviour in the loading conditions of the process, that is over a wide range of strain rates and temperatures. So, a material characterization is required in those conditions. The mechanical behaviour of a high-carbon steel was studied through quasi-static and dynamic tensile tests in order to determine the temperature and strain rate sensitivity of the material. This characterization is based on the innovative combination of an induction system controlled by pyrometry and a digital image acquisition system. This one is used for the determination of strains from displacement fields obtained by digital image correlation. In particular, effects of temperature on the modulus of elasticity, anisotropy and isotropic hardening were studied. Results of these tests allow us to establish a experimental database for the identification of parameters of various thermo-elasto-visco-plastic models. These are more or less complete depending on the number of parameters used to describe the material behaviour throughout the studied area. The model with the best ratio quality/cost-delay for a given application can be identified. Each of studied models has a specific domain of validity.

Key words : Young modulus, characterization, temperature, strain rate



# Table des matières

Résumé	i
Table des matières	v
Introduction générale	1
<b>1 Introduction sur les procédés de mise en forme incrémentale et contexte de l'étude</b>	<b>7</b>
1.1 Les procédés de mise en forme incrémentale . . . . .	8
1.1.1 Le repoussage de matière . . . . .	10
1.1.2 Le fluotournage . . . . .	10
1.1.2.1 Le fluotournage conique . . . . .	11
1.1.2.2 Le fluotournage cylindrique . . . . .	12
1.1.3 Modélisation du fluotournage . . . . .	12
1.1.4 Température et procédés de formage . . . . .	13
1.1.5 Conclusion partielle . . . . .	15
1.2 Caractéristiques du matériau . . . . .	16
1.2.1 Composition, données fournisseur et état de l'art du matériau de l'étude	16
1.2.2 Etude des changements de phase du C68 par calorimétrie différentielle . .	19
1.2.3 Analyse de la microstructure et dureté des viroles . . . . .	20
1.3 Conclusion . . . . .	22
<b>2 Détermination de la sensibilité du comportement mécanique du matériau à la vitesse de déformation</b>	<b>25</b>
2.1 Conditions de chargement retenues . . . . .	26
2.2 Étude du comportement élastique . . . . .	27
2.2.1 Le module d'Young . . . . .	27
2.2.2 La résistance élastique . . . . .	28
2.2.3 Essais envisageables pour l'étude du comportement élastique . . . . .	29
2.2.3.1 Détermination du module d'Young par essai de traction . . . . .	29

2.2.3.2	Détermination du module d'Young par mesure du temps de vol d'ondes ultrasonores . . . . .	31
2.2.3.3	Détermination du module d'Young par la technique d'excitation par impulsion . . . . .	32
2.2.3.4	Dépendance du module d'Young avec la déformation plastique .	35
2.2.4	Conclusion sur la détermination du module d'Young . . . . .	37
2.3	Caractérisation du comportement plastique . . . . .	38
2.3.1	Essais envisageables pour caractériser le comportement plastique . . . . .	39
2.3.1.1	L'essai de traction uniaxiale . . . . .	39
2.3.1.2	L'essai de cisaillement . . . . .	39
2.3.1.3	L'essai de torsion . . . . .	40
2.3.1.4	Les essais dynamiques : le système des barres d'Hopkinson en traction . . . . .	40
2.3.2	Conclusion : choix d'une stratégie d'essais . . . . .	41
2.3.3	La mesure des déplacements . . . . .	41
2.3.3.1	Détermination des déplacements par des techniques optiques de mesure . . . . .	41
2.3.3.2	Validation de la détermination des déplacements par corrélation d'images . . . . .	42
2.3.3.3	Préparation des éprouvettes . . . . .	43
2.3.4	Résultats des essais de traction . . . . .	44
2.3.4.1	Traction quasi-statique à 25°C . . . . .	44
2.3.4.2	Traction sur dispositif de barres d'Hopkinson à 25°C . . . . .	49
2.3.4.3	Anisotropie du matériau . . . . .	50
2.3.5	Essais de cisaillement . . . . .	53
2.4	Conclusion . . . . .	57
<b>3</b>	<b>Détermination de la sensibilité du comportement mécanique du matériau à la température</b>	<b>59</b>
3.1	Analyse des conditions de chargement imposées . . . . .	60
3.2	Étude du domaine thermo-élastique : identification du module d'Young en fonction de la température . . . . .	60
3.2.1	Dispositif technique pour la caractérisation du comportement thermo-élastique du matériau . . . . .	60
3.2.2	Résultats expérimentaux thermo-élastiques . . . . .	61
3.3	Caractérisation thermo-plastique du comportement mécanique . . . . .	63
3.3.1	Dispositif de chauffage . . . . .	64
3.3.2	La détermination des champs de déplacement à températures élevées . .	64

3.3.3	Technique de marquage . . . . .	66
3.3.4	Mise en œuvre des essais à différentes températures . . . . .	67
3.3.5	Résultats des essais de traction quasi-statique à différentes températures . . . . .	71
3.3.6	Essais dynamiques à différentes températures . . . . .	73
3.3.6.1	Adaptation des barres d'Hopkinson pour des essais à hautes températures . . . . .	73
3.3.6.2	Etude préliminaire : diffusion de la chaleur dans les barres d'Hopkinson . . . . .	74
3.3.7	Résultats des essais de traction dynamique à différentes températures . . . . .	76
3.3.8	Évolution de l'anisotropie en fonction de la température . . . . .	78
3.3.9	Évolution des bandes de Piobert-Lüders avec la température . . . . .	80
3.4	Conclusion . . . . .	81
<b>4</b>	<b>Modélisation et identification des paramètres du modèle de comportement du matériau</b>	<b>83</b>
4.1	Description du comportement du matériau et définition d'un modèle éléments finis	84
4.2	Modèles de comportement élasto-plastiques . . . . .	85
4.2.1	Hypothèse de partition de la déformation en grandes déformations . . . . .	85
4.2.2	Loi de comportement élastique . . . . .	86
4.2.3	Loi de comportement plastique . . . . .	87
4.2.3.1	Surface de charge et critère de plasticité . . . . .	87
4.2.3.2	Écrouissage du matériau . . . . .	88
4.2.3.2.1	Écrouissage isotrope . . . . .	88
4.2.3.2.2	Écrouissage cinématique . . . . .	89
4.2.4	Conclusion sur les modèles de comportement élasto-plastiques . . . . .	89
4.3	Modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques . . . . .	90
4.3.1	Les modèles thermo-élasto-visco-plastiques existants . . . . .	90
4.3.2	Stratégie de modélisation . . . . .	91
4.3.2.1	Dépendance à la température . . . . .	92
4.3.2.2	Dépendance à la vitesse de déformation . . . . .	93
4.3.2.3	Couplage température/vitesse de déformation . . . . .	95
4.3.2.4	Conclusion sur la stratégie de modélisation . . . . .	96
4.3.3	Modélisation et identification des paramètres du modèle de comportement thermo-élastique . . . . .	97
4.3.4	Modélisation et identification des paramètres de modèles de comportement thermo-visco-plastique . . . . .	98
4.3.4.1	Loi de Johnson-Cook . . . . .	98
4.3.4.2	Loi de Johnson-Cook modifiée . . . . .	101



4.3.4.3	Loi de Voce modifiée . . . . .	105
4.3.4.4	Conclusion sur les modèles de comportement thermo-visco-plastiques	110
4.4	Une nouvelle approche de la modélisation . . . . .	111
4.4.1	Volume Élémentaire Représentatif . . . . .	111
4.4.2	Vers une modélisation physique du comportement élastique . . . . .	112
4.5	Conclusion et synthèse . . . . .	114
Conclusion générale et perspectives		117
A Les bandes de Piobert-Lüders		121
B La déformation des métaux		125
C L'essai de traction uniaxiale		127
D Le système des barres d'Hopkinson		131
E Détermination des champs de déplacement par corrélation d'images		137
F Localisation de la déformation plastique et correction de Bridgman		139
G Identification des paramètres de l'écrouissage isotrope et cinématique		145
Liste des symboles		147
Table des figures		151
Liste des tableaux		161
Bibliographie		163

# Introduction

La mise en forme des matériaux métalliques par déformation plastique est un procédé largement utilisé de nos jours pour produire des composants de systèmes complexes. Initialement mise en œuvre avec des moyens rudimentaires (il y a 5000 ans), celle-ci se décline maintenant en procédés industriels de plus en plus variés et pointus pour conférer de plus en plus de valeur ajoutée à des pièces aux géométries de plus en plus complexes. Aujourd'hui, les procédés de mise en forme incrémentale viennent concurrencer des procédés de mise en forme globale tels que l'emboutissage ou le forgeage. Pour ce type de procédé, le principe est de faire épouser par une tôle la forme d'un mandrin sous la pression d'une molette. Le regain d'intérêt récent pour ces procédés provient du fait qu'ils sont moins énergivores, et que pour certaines typologies de pièces le ratio matière valorisée sur matière brute est particulièrement intéressant. Dans le contexte actuel d'augmentation des coûts de l'énergie et des matières premières, ceci les rend donc particulièrement attractifs.

Toutefois, le recours à ces technologies spécifiques pour produire des pièces qui possèdent un haut degré de technicité impose un savoir-faire peu voire pas répandu au niveau des entreprises. Le savoir-faire acquis au niveau d'autres procédés de mise en forme mieux maîtrisés, y compris dans le domaine de la simulation numérique, est peu voire pas facilement transférable. Il existe différentes raisons pour cela :

- des matériaux peu usités dans le domaine de la mise en forme sont employés,
- les trajets de déformation sont complexes,
- les vitesses de déformation sont importantes pour obtenir des pièces à des cadences comparables à celles d'autres procédés à concurrencer,
- les températures sont augmentées pour améliorer la malléabilité du matériau lors de l'opération de mise en forme,
- la trajectoire des outils doit anticiper le retour élastique pour obtenir des pièces avec la géométrie désirée.

De plus, comme les pièces sont de plus en plus fonctionnelles, elles doivent répondre à des exigences dimensionnelles accrues. La mise au point du procédé est donc particulièrement délicate. Elle requiert des développements scientifiques pour pouvoir être menée de façon rationnelle et

reproductible. C'est dans ce contexte qu'a été monté le projet DÉFI (DÉcolletage par Formage Innovant) dans le cadre du pôle de compétitivité Arve Industries associant le laboratoire SYMME (SYstème et Matériaux pour la MEcatronique) de l'université de Savoie, le CTDEC (Centre Technique de l'Industrie du Décolletage) à Cluses, NTN-SNR (fabricant de roulements) et M2O (fabricant de machines spéciales). Ce projet vise à promouvoir le formage incrémental de bagues roulées-soudées comme une alternative concurrentielle aux procédés traditionnels comme l'emboutissage ou le tournage pour obtenir des pièces de révolution creuses, élancées, dont le diamètre est important par rapport aux autres dimensions. Le projet DÉFI a comme ambition de développer un nouveau procédé de mise en forme incrémentale reposant sur une opération de fluotournage et le pilotage de la température pour la réalisation de viroles en acier dur. Dans le cas du tournage, la perte de matière sur ce type de produit peut atteindre 70 %. On conçoit donc tout à fait l'économie à réaliser quand on considère le coût global de fabrication qui englobe les coûts d'approvisionnement et d'élimination des déchets de la matière si l'on a recourt à ce genre de procédé qui ne génère aucun déchet sur ce type de pièce.

La mise au point des procédés est en fait un problème général de mécanique qui consiste à prévoir le mouvement et donc la forme que va prendre le matériau sous les actions imposées par les outillages. Il s'agit donc de déterminer le modèle de l'opération (virtualisation numérique) de façon à reproduire le comportement de la pièce et ainsi optimiser le processus en jouant sur les paramètres essentiels du procédé avant même d'avoir envisagé la fabrication d'un seul outillage.

Déterminer le modèle découle toujours d'un compromis entre la qualité des résultats souhaités, les coûts engendrés et le délai d'obtention. L'enjeu est d'obtenir des modèles qui soient utilisables raisonnablement. La notion de raisonnable touche en particulier ici à la durée de calcul liée au nombre de paramètres représentatifs pour la modélisation du comportement du matériau et à la discrétisation temporelle et spatiale dans le code éléments finis. Dans un cadre industriel, la durée de la simulation doit être compatible avec un ajustement immédiat des paramètres du procédé de fabrication si l'on imagine qu'on suit en temps réel les évolutions des paramètres de production (changement de matériau sur une ligne de production par exemple).

La difficulté à modéliser le formage incrémental découle notamment du fait que celui-ci s'apparente à du pliage mais aussi à du galetage. Ces deux procédés sont particulièrement délicats à modéliser ([68, 23]). L'un parce que la pièce est particulièrement libre au niveau des conditions aux limites, l'autre parce que le contact de l'outillage est extrêmement localisé et nécessite un maillage extrêmement fin. Pour créer un modèle, deux courants « s'opposent » alors : raffiner le modèle au prix d'un nombre important de paramètres pour obtenir des résultats toujours plus fiables, c'est-à-dire représentatifs de la réalité expérimentale et industrielle, et diminuer ce nombre de paramètres pour obtenir des résultats plus rapidement.

Les choix s'opèrent alors principalement lors des deux étapes requises pour modéliser l'opération et visent donc à optimiser le nombre de paramètres nécessaires pour la modélisation. Le premier niveau a trait à la définition du modèle de comportement du matériau. Cette étape s'attache à proposer un modèle qui restitue le comportement du matériau de façon satisfaisante sous les sollicitations typiques du procédé. L'objectif est alors de trouver le juste nombre de paramètres d'état du matériau et de paramètres à introduire dans le modèle de comportement pour parvenir à une reproduction correcte du comportement du matériau soumis aux sollicitations thermomécaniques. Le second niveau est relatif à la simulation numérique dont l'objectif est de trouver la bonne description géométrique, les conditions aux limites adaptées et une judicieuse distribution d'éléments pour obtenir un comportement conforme à la réalité. Ce choix résulte de la compréhension du procédé. En effet, un procédé mal appréhendé nécessitera une discrétisation sans doute plus coûteuse.

Cette façon de procéder n'est pas typique du formage incrémental : chaque procédé à optimiser requiert une stratégie similaire sur le fond mais des développements spécifiques pour chacun d'entre eux. L'emboutissage est un procédé dont le processus de modélisation est relativement bien maîtrisé. Par contre, le formage incrémental relativement peu étudié jusqu'à présent, avec ses sollicitations thermomécaniques particulières, nécessite une étude relativement exhaustive impliquant le recours à des procédés expérimentaux particuliers et des modèles spécifiques. Le matériau doit tout d'abord être caractérisé de façon cohérente avec les conditions imposées par le procédé (trajet de chargement, vitesses de déformation, température). Ces essais ont le double rôle de déterminer d'une part les propriétés thermo-élasto-visco-plastiques du matériau, d'autre part d'être la base de l'identification des paramètres du modèle choisi.

Ensuite le modèle éléments finis doit être proposé. Chaque modèle numérique, pour les raisons précitées, est spécifique au procédé car il s'agit toujours d'optimiser le nombre d'inconnues à traiter pour simuler le procédé de façon efficace. Il n'est pas possible, compte tenu des durées de calculs que cela impliquerait, de maximiser trivialement le nombre d'éléments de façon aveugle. Les choix de cette phase résultent d'un compromis où l'intelligence du mécanicien est particulièrement sollicitée pour trouver les conditions qui lui permettent de simuler correctement le procédé. C'est à ce stade qu'est captée une bonne partie du savoir-faire inhérent au procédé.

Dans le cadre du projet DÉFI, le travail a été scindé en deux. La partie caractérisation – modélisation fait l'objet du présent rapport de thèse. La partie simulation numérique fait l'objet d'un second travail de thèse présenté simultanément par Jonathan Raujol-Veillé [71].

Ces travaux de thèse ont été effectués en collaboration avec un laboratoire norvégien, le SIMLab (Structural Impact Laboratory) situé à Trondheim, pour la réalisation d'essais dynamiques. Ils ont été également supervisés à cette occasion par le professeur Odd Sture Hopperstad de

NTNU (Norwegian University of Science and Technology). A cet égard, pour la compréhension du rapport pour les lecteurs anglophones, les légendes sont traduits en anglais.

La caractérisation et la modélisation sont donc les deux aspects particulièrement développées dans ce rapport. Les principaux axes de recherche sont liés aux conditions de mise en forme qui imposent des vitesses de l'ordre de  $10^2/s$  et des températures juste en dessous de la température de première transition de phase située à  $720^\circ\text{C}$ . Toutes ces conditions imposées simultanément rendent plutôt épineuse la caractérisation. Le suivi des déformations d'un échantillon chauffé et soumis à une sollicitation mécanique est essentiel pour déterminer ces propriétés mécaniques à une température donnée. Cet objectif entraîne deux principales difficultés lors de la caractérisation en température *(i)* trouver un moyen de chauffage ad'hoc afin de provoquer une augmentation de température de l'éprouvette pouvant aller jusqu'à  $720^\circ\text{C}$  et *(ii)* déterminer les champs de déplacement de la surface de l'échantillon chauffé et soumis à un effort mécanique.

D'un point de vue complémentaire, ces études visent à mieux appréhender le comportement du matériau afin de prévenir son utilisation dans une opération de mise en forme par déformation plastique. En effet, une fois ces outils expérimentaux en place, il s'agit de déterminer les conséquences des variations de la sollicitation sur le comportement du matériau. Les effets de la température et de la vitesse de déformation sur le module d'élasticité, l'anisotropie, l'écrouissage isotrope sont particulièrement en question ici. Les gradients des températures mais surtout de vitesses sont importants durant l'opération de formage incrémental et il y a donc lieu de fournir des modèles qui soient valables sur des intervalles de température et de vitesse de déformation et non pas pour des valeurs données.

Ce travail vise à proposer un modèle et une procédure d'identification pour l'acier de l'étude dans la gamme de sollicitations imposées par le procédé. Pour cela, les modèles dits « phénoménologiques » sont utilisés où la tendance est de restituer le comportement du matériau avec un minimum de variables internes et de reporter l'effort de modélisation dans les relations qui décrivent l'évolution de ces variables et leurs liens avec les grandeurs mécaniques. On introduit alors autant de degrés de liberté que nécessaire pour « fitter » la réalité expérimentale couverte. Le coût expérimental est directement lié au nombre de paramètres du modèle de comportement.

Ce rapport est structuré en 4 chapitres.

Les procédés de mise en forme incrémentaux par faible contact sont présentés dans le chapitre 1. Les industriels poussent ces procédés à leurs limites et chauffent désormais leurs pièces pour les rendre plus malléables. Ce chapitre met donc en évidence les motivations qui ont conduit à centrer ce travail de thèse sur la caractérisation des matériaux à mi-chaud pour des vitesses de déformation de l'ordre de  $10^2/s$  dans le cadre du projet DÉFI.

Le chapitre 2 est dévolu aux aspects expérimentaux inhérents à l'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau. La procédure expérimentale utilisée pour la réalisation d'essais mécaniques à différentes vitesses de déformation à 25°C y est présentée. Cette procédure inclut le recours à la technique de corrélation d'images appliquées aux séquences d'images capturées lors des essais de traction. Les paramètres de l'écroutissage cinématique, ainsi que le module d'élasticité et les coefficients d'anisotropie sont évalués. Ce chapitre met également en évidence les instabilités observées lors de ces essais ainsi que des solutions pour en tenir compte.

La procédure expérimentale présentée dans le chapitre précédent est complétée pour intégrer les effets de la température. Ces développements sont présentés dans le chapitre 3. Les conséquences de l'élévation de température sur les comportements élastique et plastique du matériau sont étudiées. En particulier, les effets sur le module d'élasticité, les coefficients d'anisotropie et l'écroutissage isotrope sont analysés.

Le chapitre 4 est dédié à la modélisation du comportement thermo-élasto-visco-plastique du matériau en s'appuyant sur les résultats expérimentaux des chapitres précédents. Une première partie est consacrée à la présentation de la formulation de modèles de comportement. La deuxième partie aborde l'identification des paramètres d'une sélection de modèles présentant un ratio qualité/coût-délai différent. Enfin, une nouvelle approche sur la modélisation basée sur des mécanismes physiques est présentée en tant que perspective comme une alternative aux modèles phénoménologiques.

Enfin, une conclusion générale sur ces travaux ainsi que les perspectives sont présentées.



# Chapitre 1

## Introduction sur les procédés de mise en forme incrémentale et contexte de l'étude

Le projet DÉFI a pour ambition de développer un nouveau procédé de mise en forme incrémentale pour produire des viroles cylindriques creuses. Ce procédé, qui est une évolution des technologies de repoussage et de fluotournage, a pour objectif de mettre au point de nouveaux outils s'intégrant sur les machines de production actuelles ou sur de nouvelles machines autonomes remplaçant ainsi les presses d'emboutissage actuelles.

Afin de mieux comprendre le cas industriel proposé et de cerner les problématiques de ce travail de thèse, ce chapitre donne une vue d'ensemble des procédés de mise en forme incrémentale. Cette revue porte principalement sur le repoussage de matière et le fluotournage (conique et cylindrique) qui sont les procédés les plus proches du procédé industriel étudié dans le cadre du projet. La mise en forme à différentes températures est également abordée.

Le matériau étudié est un acier à haut taux de carbone, le C68. Il subit de multiples opérations avant l'opération finale de mise en forme, c'est pourquoi une étude préliminaire est nécessaire pour déterminer l'influence de ces opérations sur la microstructure et la microdureté du matériau avant de débiter une caractérisation complète sur la tôle qui subit la mise en forme incrémentale.



## 1.1 Les procédés de mise en forme incrémentale

L'objectif de la mise en forme des matériaux est de conférer à une pièce métallique une géométrie donnée. Un des tous premiers procédés de mise en forme est le repoussage de matière dont la date d'apparition se situe approximativement 5000 avant J.-C. Il s'agit d'un procédé mettant en jeu des moyens simples : une matrice, un outil de frappe et une ébauche. Ce principe est à l'origine de multiples procédés « modernes » dont l'emboutissage, le cintrage, le profilage et le fluotournage.

Jusqu'au milieu des années 1970, les procédés de mise en forme incrémentale étaient considérés comme des opérations classiques réalisées par des tourneurs spécialisés. Pour ce faire, ils utilisaient des outils de formes diverses afin d'obtenir la géométrie voulue. Cette technique est apparue au Moyen-Âge pour la fabrication de pots en étain. Elle est pendant longtemps restée un savoir faire se rapprochant davantage de l'art que de la science, où l'expérience du tourneur était le seul garant de réussite de la pièce finale [63]. Puis, les tours ont évolué progressivement jusqu'à l'apparition des premières machines à commande numérique expérimentées dès 1968. La puissance hydraulique sur les tours numériques et l'arrivée de l'automatisme a conduit à un développement conséquent de ces procédés avec une précision accrue et des dimensions de pièces plus importantes

Au début du siècle dernier, les procédés de mise en forme incrémentale étaient déjà employés pour produire des pièces, mais avec le temps, les demandes de cadences toujours plus rapides, et les pièces toujours plus volumineuses, ces types de procédé ont été délaissés au profit de l'emboutissage ou du forgeage [104]. Dernièrement, ces procédés ont bénéficié d'un regain d'intérêt pour différentes raisons. La première est la recherche par les industriels d'un meilleur prix de revient. En effet, ces procédés présentent l'avantage d'utiliser moins de matière première car ils ne font pas de copeaux et améliorent donc le ratio matière utile / matière rebutée. La seconde est la possibilité de diminuer la puissance de la machine [104]. En effet, pendant l'opération de mise en forme, une zone de déformation plastique est créée sous le galet. L'avantage procuré par le fait de déformer progressivement sous l'effet d'une pression locale est donc de nécessiter une puissance moindre que pour l'emboutissage à pièces finies identiques.

La revue qui suit porte plus particulièrement sur les procédés les plus proches du cas étudié. Ils ont en commun : (i) la machine - un tour, (ii) la morphologie - des pièces axisymétriques, (iii) les dimensions - une faible épaisseur de la pièce devant son diamètre et (iv) l'outil - un galet.

On en dénombre trois : (i) le repoussage de matière (*spinning*), (ii) le fluotournage conique (*shear forming*) et (iii) le fluotournage cylindrique (*cylindrical flow forming*). La figure 1.1.1 présente ces trois types de procédé et recense leurs principales caractéristiques. Le repoussage

de matière se caractérise par l'obtention d'une épaisseur finale de la pièce formée sensiblement identique à l'épaisseur initiale (moins de 20 % de diminution) contrairement au fluotournage où une forte diminution de l'épaisseur est observée après formage (jusqu'à 90 % de diminution). Un exemple de pièces typiques correspondant à chacun de ces procédés est donné sur la figure 1.1.2.

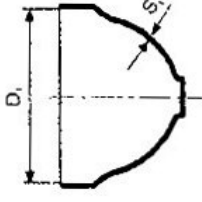
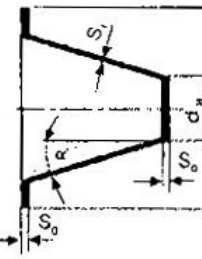
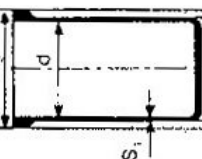
Standard	Process	Starting blank	Wall thickness
Compression forming DIN 8582  Tension forming DIN 8584, T4	Spinning 	Disc blank $D_0 > D_1$	Approx. constant: $S_1 = S_0$
Flow forming DIN 8582  Spinning DIN 8583 T2	Shear forming 	Disc blank or preform	In the base: $S_1 = S_0$ In the worked area: $S_1 = S_0 \frac{\sin \alpha}{\sin \beta}$
	Cylindrical flow forming 	Cup or bush	In the worked area $S_1 = \frac{1}{2} (D_0 + d)$

Fig. 1.1.1: Présentation du repoussage, fluotournage conique, cylindrique [75].  
Introduction of spinning, shear forming and cylindrical flow forming [75].

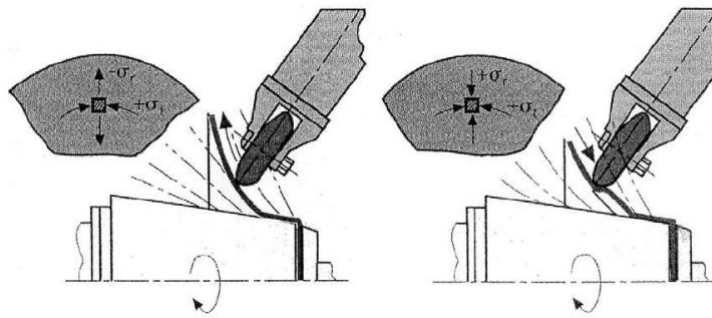


Fig. 1.1.2: Exemples de pièces typiques réalisées par repoussage de matière (nez du « Concorde »), fluotournage conique (pièces coniques) et fluotournage cylindrique (bouteilles en acier inoxydable).  
Examples of parts realized by spinning (nose of the aircraft « Concorde »), shear forming (conical parts) and cylindrical flow forming (stainless steel bottles).

### 1.1.1 Le repoussage de matière

Le repoussage de matière consiste à déformer progressivement un flan de tôle généralement circulaire sur un tour, de quelques dixièmes à quelques dizaines de millimètres d'épaisseur, pour lui faire épouser la forme d'un mandrin sous la pression d'une molette en une ou plusieurs passes.

Le repoussage conventionnel peut s'effectuer avec un seul ou plusieurs galets. Lorsque l'épaisseur ou la résistance du matériau est trop élevée, l'utilisation de plusieurs galets répartis est indispensable afin de diminuer l'effort sur l'outil. Le galet génère des contraintes de tension radiales et des contraintes de compression tangentielles (*cf.* figure 1.1.3) [75, 95, 38]. L'un des intérêts de ce procédé est la simplification des outillages. Le coût du mandrin de forme obtenue par tournage est moins onéreux qu'une matrice d'emboutissage en deux parties qui doivent être usinées dans la masse.



*Fig. 1.1.3: Présentation du procédé de repoussage de matière [75].  
Introduction of spinning process [75].*

Au fil du temps, avec le développement des tours, le repoussage a évolué vers un autre type de procédé de mise en forme, le fluotournage.

### 1.1.2 Le fluotournage

Le fluotournage (appelée aussi fluoprojection) est une technique voisine du repoussage de matière où l'on procède en une seule passe en exerçant une forte pression qui fait fluer la matière sur le mandrin diminuant alors fortement l'épaisseur de la pièce. Contrairement au repoussage de matière où l'épaisseur du flan reste pratiquement « constante » avec une faible perte d'épaisseur comprise entre 10 % et 20 % selon la nature du métal et la forme de la pièce, le fluotournage peut engendrer des réductions d'épaisseur pouvant aller jusqu'à 90 % sur les pièces longues. Il existe plusieurs types de fluotournage différenciés par la forme finale de la pièce. On trouve notamment le fluotournage conique et le fluotournage cylindrique. La perte d'épaisseur engendrée

par le fluotournage est soit déterminée par l'espace entre le mandrin et le galet dans le cas du fluotournage cylindrique, soit fixée par une loi sinus dans le cas du fluotournage conique [96].

### 1.1.2.1 Le fluotournage conique

Le fluotournage conique (*shear spinning* ou encore *power spinning*) a fait son apparition en Suède et a évolué grâce à l'énergie hydraulique. La configuration d'une machine utilisée en fluotournage conique est très similaire à celle utilisée en repoussage de la matière, à l'exception de sa plus grande robustesse puisque les efforts engendrés sont plus importants [104]. De nos jours, une machine employée pour l'une des deux techniques est souvent employée pour l'autre également. Un schéma d'un procédé de fluotournage est donné sur la partie gauche de la figure 1.1.4. La pièce d'une épaisseur initiale  $e_i$  est déformée jusqu'à atteindre une épaisseur finale  $e_f$  par une molette se déplaçant le long d'un mandrin en forme de cône d'angle  $\alpha$ . L'angle d'inclinaison du mandrin détermine le degré de réduction normale à la surface. Plus l'angle est important, moins la réduction l'est. Cette réduction d'épaisseur suit la loi sinus suivante :

$$e_f = e_i \sin(\alpha) \quad (1.1)$$

Kalpakioglu [42] a proposé un modèle permettant d'analyser le processus dans lequel la pièce est visualisée comme étant composée de cylindres concentriques glissant axialement les uns sur les autres en formant un cône (cf. figure 1.1.4 droite). Les résultats expérimentaux ont montré qu'un point de matière reste pendant et après le procédé à une même distance radiale de l'axe de symétrie. Durant l'opération, la matière se déplace donc le long d'un axe parallèle à l'axe de rotation du mandrin.

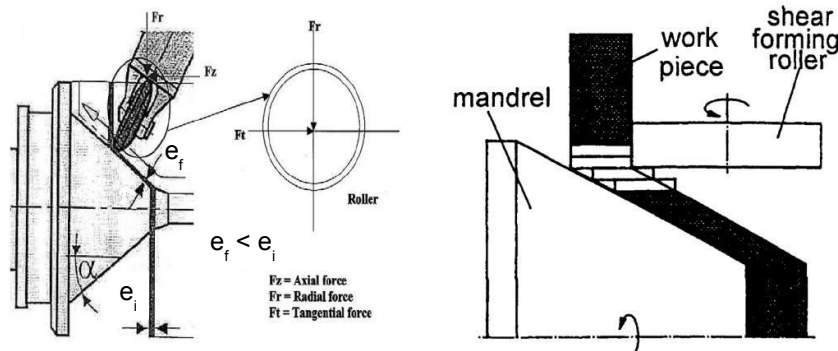


Fig. 1.1.4: Présentation du procédé de fluotournage conique avec : les outillages et le mode de déformation de la matière [76].

Introduction of shear forming with : tools and shape distortion of the material [76].

Dans le cas particulier où l'axe de rotation de la molette et son déplacement sont parallèles à l'axe de rotation du mandrin on parle de fluotournage cylindrique.

### 1.1.2.2 Le fluotournage cylindrique

Le fluotournage cylindrique nécessite généralement des ébauches préalablement embouties et enfilées sur un long mandrin où l'on vient affiner l'épaisseur en une seule passe sous la pression concentrique de deux ou trois molettes. Deux types de fluotournage cylindrique existent : inverse et direct (respectivement *backward spinning* et *forward spinning*) (cf. figure 1.1.5) [43].

Le fluotournage cylindrique direct est adapté aux cylindres à paroi fine, exigeant de la précision, et devant supporter de grandes pressions [16]. La pièce est maintenue en position par une contre-pointe à l'extrémité solidaire du mandrin, laissant libre le cylindre sur toute sa longueur. La matière s'écoule donc majoritairement dans le sens du déplacement de la molette. Le fluotournage cylindrique indirect est adapté aux cylindres ouverts (tubes), qui sont maintenus en butée contre la face côté broche du mandrin par l'effort de l'outil. La matière s'écoule dans le sens opposé au déplacement de la molette.

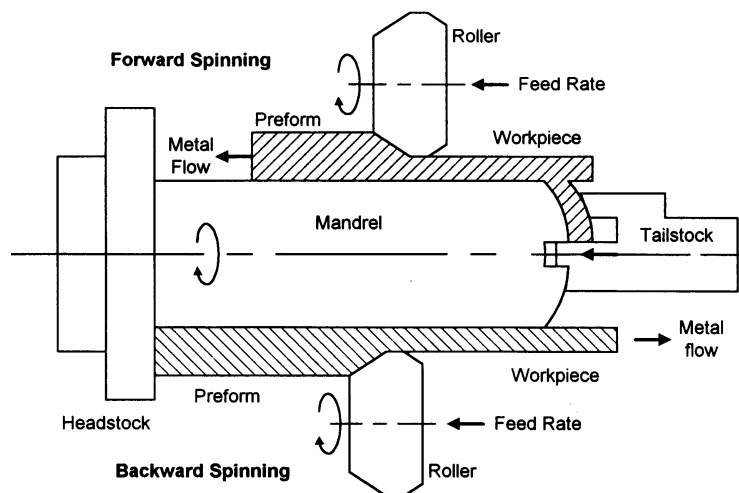


Fig. 1.1.5: Fluotournage cylindrique direct (en haut) et indirecte (en bas) [16].  
Introduction of backward spinning (at the top) and forward spinning (at the bottom) [16].

### 1.1.3 Modélisation du fluotournage

La modélisation du fluotournage cylindrique direct et indirect par éléments finis a été proposée par Xu *et al.* [105]. Cependant, aucun essai de caractérisation du matériau (nommé simplement « le métal » dont on ne connaît que la limite d'élasticité), ni aucune loi de comportement ne sont décrits. La loi de comportement est pourtant un élément important de la modélisation de ces procédés qui permet d'obtenir des résultats corrects dans la prédiction des déformations et des contraintes. Elle est essentielle dans la prédiction du retour élastique. Les vitesses de déformation obtenues par simulation vont jusqu'à 10/s. La modélisation du comportement

mécanique pour le procédé de fluotournage nécessite donc des lois de comportement qui permettent de prendre en compte la sensibilité à la vitesse de déformation sur une large gamme de déformation.

Dans les travaux récents de Houillon [38], un procédé de fluotournage est modélisé et simulé sous FORGE pour le tantale et le cuivre. Aucune valeur précise de la vitesse de déformation dans le procédé n'est donnée. La gamme des vitesses de déformation indiquées s'étend de  $1 \times 10^{-4}/s$  à  $1 \times 10^3/s$ . Des lois de comportement dépendantes de la densité de dislocations sont mises en place pour chacun des deux matériaux. Ces lois sont élasto-viscoplastiques et dépendantes de la température. La caractérisation du matériau repose sur des essais de compression pour les vitesses de déformation les plus faibles (entre  $1 \times 10^{-3}/s$  à  $1/s$ ) et des essais de torsion statique (entre  $1 \times 10^{-2}/s$  à  $1 \times 10^{-4}/s$ ) et dynamique sur barres d'Hopkinson (jusqu'à  $2 \times 10^2/s$ ).

Les études réalisées sur les procédés apparentés au formage incrémental jusqu'à présent n'incluent pas d'analyses précises concernant l'évolution des champs de contraintes, des champs de déformations et du retour élastique en cours de formage. Tous ces procédés sont généralement utilisés pour la fabrication de pièces en aluminium pour de petites séries, ou avec des matériaux ayant une faible résistance mécanique (plomb, aciers doux,...). La mise en forme de pièces comme dans le cas des pièces présentées sur la figure 1.1.6 sur un matériau plus dur, comme l'acier à haut taux de carbone étudié dans le cadre du projet DÉFI, est plus marginale et délicate. Pour cela un paramètre supplémentaire de mise en œuvre est nécessaire pour que le procédé de fabrication puisse être réalisable : la température. L'élévation de température permet d'une part d'augmenter la malléabilité des matériaux et donc de baisser les efforts requis pour les déformer mais surtout d'autre part d'éviter les localisations qui apparaissent de façon très précoces pour les matériaux à haute limite élastique.

#### 1.1.4 Température et procédés de formage

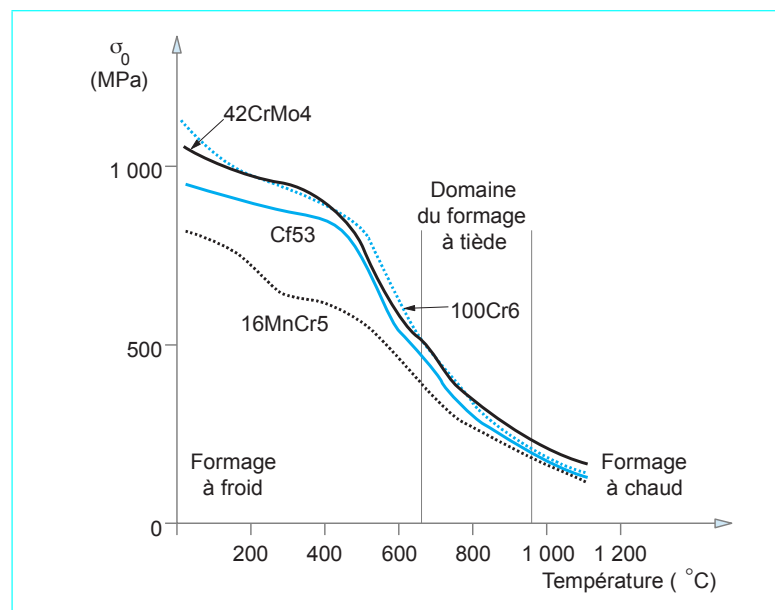
La température de formage est un paramètre important dans la mise en forme de pièces métalliques. Elle conditionne la valeur de la limite d'élasticité  $\sigma_0$  (cf. figure 1.1.7). Une mise en forme à chaud est une déformation plastique dans un domaine de température en rapport avec la température de fusion  $T_m$  (température du solidus) de l'alliage métallique. Selon la température, on distingue 3 types de mise en forme : (i) la mise en forme à froid, (ii) le domaine du formage tiède et (iii) la mise en forme à chaud.

La mise en forme à froid désigne la mise en forme d'un métal initialement à température ambiante. Cependant, pendant l'opération, une élévation de la température obtenue par chauffage peut apparaître au niveau du contact entre les molettes et la pièce. Celle-ci peut être recherchée pour augmenter la malléabilité du matériau. La mise en forme à chaud désigne une mise



*Fig. 1.1.6: Arbres moteur en acier et titane réalisés par fluotournage par la société Winkelmann MSR Technology.*

*Drive shaft in steel and titanium made by spinning by Winkelmann MSR Technology.*



*Fig. 1.1.7: Evolution avec la température  $T$  de la contrainte d'écoulement plastique de divers aciers. Evolution of the plastic yield stress of some steels with the temperature  $T$ .*

en forme à la température la plus élevée possible permettant l'obtention de la pièce dans des conditions acceptables de tolérances et de propriétés. Par exemple, une mise en forme à chaud sur un aluminium signifie une température aux alentours de 400 – 500°C alors que sur des aciers cela signifie une température de 1200°C. Le domaine du formage tiède (ou à mi-chaud) est un domaine intermédiaire entre les deux, il est peu employé jusqu'à présent. Chacun de ces domaines est illustré sur la figure 1.1.7 et présente certains avantages et inconvénients :

- la mise en forme à froid permet d'obtenir des produits présentant un excellent état de surface,



des tolérances dimensionnelles plus serrées et de meilleures caractéristiques mécaniques. La valeur élevée des pressions de contact et des vitesses de glissement nécessite un choix critique du mode de lubrification. La lubrification doit permettre de produire des pièces qui respectent les exigences sur l'état de surface final des pièces.

- la mise en forme à chaud permet de réduire la valeur de la contrainte d'écoulement pour une dépense d'énergie raisonnable, mais les tolérances dimensionnelles et l'état de surface résultant sont assez médiocres du fait du phénomène du retrait thermique lors du refroidissement et des phénomènes d'oxydation qui apparaissent à ces températures. Le produit obtenu par une opération de mise en forme à chaud doit généralement subir divers traitements de finitions thermiques et de surface (décalaminage) avant son utilisation ou la poursuite de sa mise en forme à froid.
- le domaine intermédiaire de la déformation tiède permet en théorie de cumuler les avantages de la mise en forme à froid (écrouissage du matériau) et à chaud (contrainte d'écoulement plus faible qu'à froid). Cette pratique reste cependant assez peu développée.

### 1.1.5 Conclusion partielle

Les procédés de mise en forme incrémentale reviennent au goût du jour. L'augmentation du coût des matières premières, la gestion et le traitement des rebuts liés à l'usinage des pièces et le coût élevé des outillages pour les presses d'emboutissage font que ces procédés présentent aujourd'hui un intérêt certain par rapport aux procédés d'emboutissage et de forgeage. Le recours au chauffage permet aujourd'hui de travailler tous les types de matériau, du plus doux aux plus durs. Cependant, mise à part dans les travaux de Houillon où la pièce est modélisée à température ambiante [38], aucune étude scientifique actuelle publiée n'a défini de modèle de comportement ou mené d'étude numérique complète précédée d'une caractérisation fine d'un matériau dans les conditions d'un procédé de mise en forme incrémentale. Les récents travaux de modélisation mettent en évidence des vitesses de déformation sur ces types de procédé allant jusqu'à  $1 \times 10^3/s$ . On peut donc s'attendre à des vitesses du même ordre de grandeur sur les pièces obtenues dans le cadre du projet. Il convient alors de prendre en compte les éventuelles sensibilités du matériau à la vitesse de déformation dans la modélisation du comportement mécanique.

Étant donné le matériau employé dans le cadre de ce projet, un acier dur à haut taux de carbone, il est nécessaire de chauffer la pièce pour la rendre plus malléable. La température de chauffe retenue est de  $720^\circ\text{C}$  afin de rester en dessous de la limite théorique de changement de phase situé à  $723^\circ\text{C}$ . Le procédé se situe dans le domaine de formage tiède. La sensibilité à la température du matériau est donc également à prendre en compte dans la modélisation du comportement du matériau.



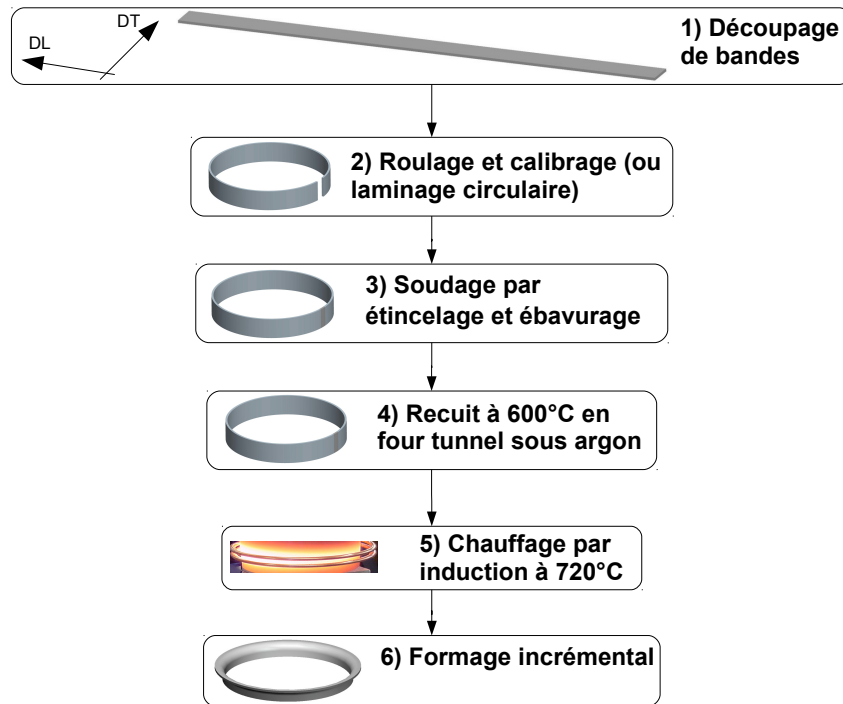
## 1.2 Caractéristiques du matériau

Avant l'opération finale de fluotournage qui est l'objet principal des travaux présentés dans ce rapport, le matériau subit de multiples opérations qu'il est utile de présenter pour bien appréhender le procédé dans sa globalité. Une représentation schématique de l'obtention des viroles est donnée sur la figure 1.2.1. Il est livré sous forme de feuillards. Les bandes qui sont reçues ont une largeur de  $10,7\text{ mm}$  ( $+0,2/-0,2$ ) pour une épaisseur de  $1,5\text{ mm}$  ( $+0,04/-0,04$ ). Afin de réaliser des éprouvettes à la dimension souhaitée, un feuillard complémentaire de  $200\text{ mm}$  ( $+0,2/-0,2$ ) de largeur a été commandé. Les feuillards sont cisailés dans la direction transverse (DT) par une presse hydraulique avant de subir un roulage/calibrage dans la direction de laminage (DL) pour obtenir des viroles, des pièces cylindriques creuses de faible longueur et de faible épaisseur. Le calibrage consiste à faire passer une virole roulée en force entre deux cylindres dont l'espace radial est inférieur à l'épaisseur de la pièce. Ce laminage circulaire provoque une modification à volume constant de la géométrie des viroles, ce qui implique une diminution de l'épaisseur de la pièce d'environ  $15\text{ }\mu\text{m}$ , une augmentation de la largeur de  $60\text{ }\mu\text{m}$  et une variation de la circonférence de la virole. Ces étapes ont pour conséquence qu'une fibre du matériau orientée selon la direction de laminage se retrouve orientée tangentiellement au cylindre ainsi formé et non pas axialement comme ce serait le cas si la virole était découpé dans un tube filé. L'avantage de cette orientation est une meilleure résistance de la virole soumise à une contrainte transversale répétée. Ensuite viennent les opérations de soudage puis d'ébavurage de la zone soudée. Le soudage réalisé est un soudage en bout par étincelage qui permet de faire une soudure forgée saine, sans nécessité le recours à une atmosphère contrôlée. Cependant, ce type de soudage génère une bavure importante. La figure 1.2.2 met en évidence la réorientation du fibrage dans la zone affectée thermiquement (ZAT) après une attaque Nital. On suppose donc que le matériau est hétérogène autour de cette zone. Un recuit à  $600^{\circ}\text{C}$  en four tunnel en atmosphère neutre (sous argon) est ensuite appliqué aux viroles pendant une durée de 60 minutes. Les viroles subissent pour finir l'opération de fluotournage.

### 1.2.1 Composition, données fournisseur et état de l'art du matériau de l'étude

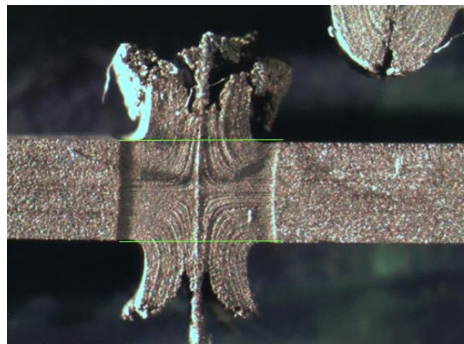
L'acier objet de cette étude est de type C68 à l'état recuit SKP (il subit une très légère passe de relaminage à froid à l'état recuit qui évite l'apparition de vermiculures pendant le formage). La nuance C68 a été choisie car c'est la plus utilisée par le partenaire industriel du projet pour la fabrication des pièces cylindriques creuses en acier dur.

Les fournisseurs suivent les normes *NF EN 10132 : feuillards laminés à froid pour traitement thermique*. La composition du lot matière provenant du fournisseur *Ars Metal* est donnée dans



*Fig. 1.2.1: Représentation schématique des différentes étapes de la mise en forme de la virole au cours du procédé.*

*Schematic representation of different steps in the shaping of the ferrule during the process.*



*Fig. 1.2.2: Détail de la soudure de la virole après une attaque au Nital.*

*Details of the welding of the ferrule after an attack with Nital.*

le tableau 1.1. Le certificat de conformité indique une valeur de résistance à la traction  $R_m$  de  $592 \text{ MPa}$ , une valeur de limite conventionnelle d'élasticité  $R_{p0,2}$  à  $378 \text{ MPa}$ , un allongement  $A\%$  de  $25\%$  et une dureté HV de 170.

La recherche bibliographique effectuée n'a pas permis de trouver de résultats relatifs au comportement du C68 (ou d'un acier similaire) dans l'optique d'une mise en forme incrémentale sous des conditions de chargement extrêmes (vitesse de déformation et température élevées). Cependant, quelques travaux décrivent le comportement du C68 dans des conditions plus classiques. L'étude de Bakhshi *et al.* [8] sur le retour élastique du CK67 (nom du C68 d'après l'organisme

	C	Mn	Si	P	S	P+S	Cr	Al
Mini	0,65	0,50	0,15	—	—	—	0,15	0,005
Maxi	0,73	0,80	0,35	0,035	0,025	0,05	0,30	0,030

Tab. 1.1: Composition chimique en % massique de l'acier C68 d'après la fiche matière.  
Chemical composition of the C68 according to the material form.

de normalisation allemand DIN) présente le comportement de celui-ci d'après un essai de traction. Le comportement obtenu est illustré sur la figure 1.2.3. La vitesse de chargement de l'essai est inconnue. On note sur ce comportement un plateau à partir de 2 % de déformation, typique du passage de bandes de Lüders (*cf.* annexe A). On s'attend donc à retrouver cette instabilité lors des essais.

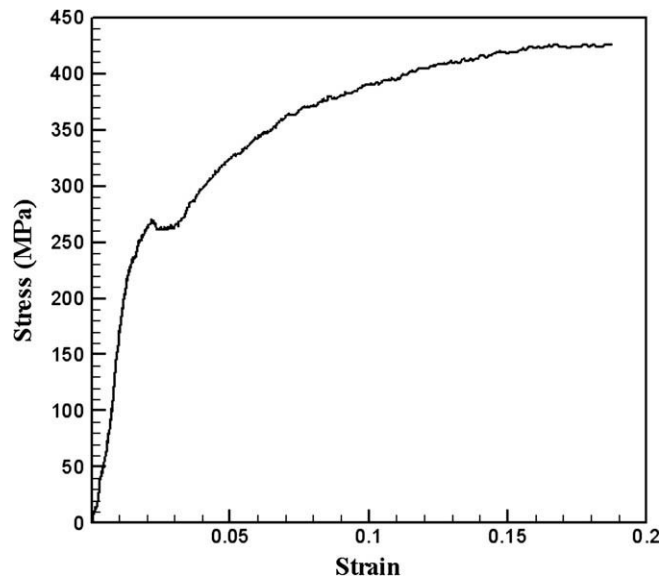


Fig. 1.2.3: Courbe expérimentale d'un échantillon de CK67 d'après Bakhshi et al. [8].  
Stress-strain curve of CK67 specimen from Bakhshi et al. [8].

Étant donné le contexte lié aux effets thermiques, il est nécessaire de connaître les propriétés thermiques du C68 afin de paramétrer son comportement thermique dans les simulations numériques. Des données telles que la conductivité thermique  $\lambda_{th}$ , la capacité thermique  $C_{pm}$ , le coefficient d'expansion linéaire  $\alpha_m$  ou la masse volumique  $\rho$  se trouvent dans la base de données « SpringerMaterials - The Landolt-Börnstein Database ». Elles sont rassemblées dans le tableau 1.2. Ce sont les seules données disponibles sur le comportement thermique du C68.

Au moment de l'opération de fluotournage, le matériau est chauffé jusqu'à  $720^{\circ}\text{C}$ . Pour nous assurer que ce seuil n'induit pas de changement de phase, une étude par calorimétrie différentielle à balayage (DSC pour *Differential Scanning Calorimetry*) est effectuée sur le C68.

T [°C]	Conductivité thermique $\lambda_{th} [W.m^{-1}.K^{-1}]$	Capacité thermique $C_{pm} [kJ.kg.K]$	Coefficient d'expansion $\alpha_m [10^{-6}K^{-1}]$	Masse volumique $\rho [kg/m^3]$
20	47, 37	475, 21	10, 79	7810, 0
100	46, 63	488, 95	11, 24	7783, 7
200	45, 36	502	11, 98	7753, 9
300	42, 33	522, 14	12, 54	7721, 9
400	38, 7	546, 59	13, 06	7687, 6
500	35, 03	573, 7	13, 6	7650, 9
600	31, 45	602, 84	14, 11	7611, 6
700	28, 08	633, 96	14, 65	7569, 7
800	23, 42	697, 11	13, 22	7562, 2

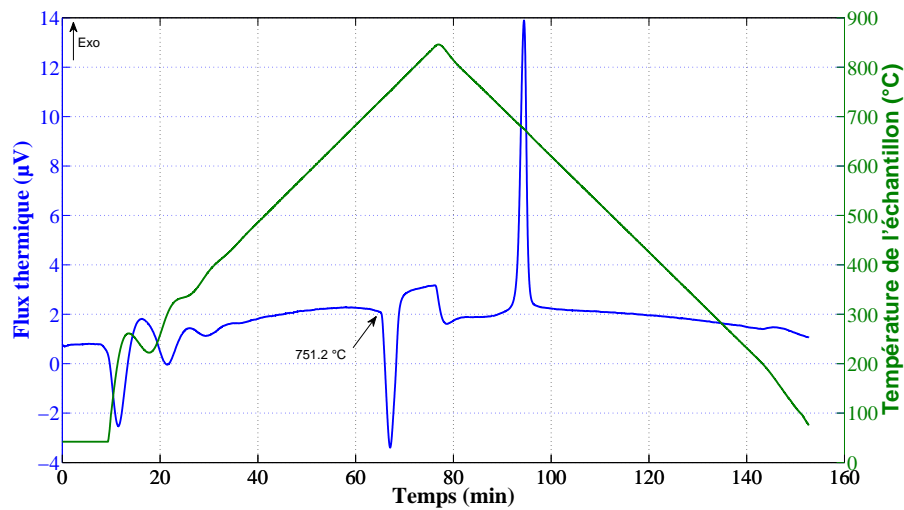
Tab. 1.2: Propriétés thermiques de l'acier C68 [84].  
Thermal properties of the high-carbon steel C68 [84].

### 1.2.2 Etude des changements de phase du C68 par calorimétrie différentielle

L'analyse par calorimétrie différentielle est une méthode qui consiste à suivre le flux de chaleur entre l'échantillon étudié et un corps témoin inerte, c'est-à-dire dépourvu d'effets thermiques dans le domaine de température étudié. L'analyse thermique est l'une des premières méthodes physiques qui a été utilisée pour la détection des changements de phases au cours de l'évolution d'un système par variation de température. C'est une méthode calorimétrique, mettant à profit les effets thermiques qui accompagnent ces changements. En 1933, Erhrenfest proposa d'appeler transition du 1<sup>er</sup> ordre les transitions qui s'accompagnent d'une discontinuité dans les grandeurs physiques liées à la dérivée première de l'énergie libre (entropie) et du 2<sup>ème</sup> ordre celles s'accompagnant d'une discontinuité dans une grandeur physique liée à la dérivée seconde de l'énergie libre (chaleur spécifique).

Une étude a été menée sur l'acier C68 à l'aide d'un calorimètre, le *SETSYS Evolution DTA/DSC* de la marque *SETERAM Evolution* qui permet de déterminer les températures de transition de phase, principalement du 1<sup>er</sup> ordre jusqu'à une température de 1600°C. Le logiciel *Calisto* a été utilisé pour gérer l'acquisition et effectuer le post-traitement des données du calorimètre. L'analyse thermique a été menée à une vitesse de chauffage de 2°C/min jusqu'à une température seuil maximale de 850°C sur un échantillon de 90,1 mg. L'analyse a été réalisée sous une atmosphère d'argon après plusieurs purges (vide primaire de  $4 \times 10^{-3}$  mbar).

La courbe d'analyse thermique obtenue après étalonnage est fournie sur la figure 1.2.4. Elle présente un pic d'énergie correspondant à un changement de phase pour une température de 751,2°C. La température limite de 720°C se situe donc en dessous de la température de changement de phase comme nous l'avions initialement supposé.



*Fig. 1.2.4: Calorimétrie différentielle à balayage du C68.  
Differential scanning calorimetry of the C68 steel.*

Afin de s'assurer de l'état du matériau pendant les différentes phases d'obtention des viroles, une analyse de la microstructure et de la dureté a été menée. Elle permettra également de vérifier l'homogénéité du matériau pour s'assurer de la représentativité des viroles testées.

### 1.2.3 Analyse de la microstructure et dureté des viroles

Idéalement, pour avoir les propriétés du matériau qui subit la mise en forme, il faudrait le caractériser sous sa forme de virole, juste avant le formage. Cependant, la plupart des essais mécaniques ne sont pas adaptés à une caractérisation de ce type de forme. Ils s'effectuent traditionnellement sur des échantillons plats à section rectangulaire ou cylindrique. Il s'agit alors de déterminer si les étapes qui précèdent le formage de la virole affectent l'état du matériau. Si ce n'est pas le cas, la caractérisation peut s'effectuer à une étape à laquelle le matériau se présente sous une forme compatible avec les essais mécaniques retenus. Sinon, une autre procédure doit être envisagée.

Même si la température maximale de chauffage est en dessous de la température de transition de phase, il faut vérifier qu'un chauffage à 720°C n'affecte pas la microstructure du matériau. Cela pourrait introduire des effets physiques qu'une modélisation phénoménologique ne pourrait pas prendre en compte. Des observations au microscope optique nous permettent de mettre en évidence la microstructure du matériau à différentes étapes de production de la virole. Une étape supplémentaire concernant le temps de refroidissement de l'échantillon (distinction entre refroidissement par air et par eau) afin de déterminer son influence doit être considérée.

Les différents échantillons suivants sont préparés à l'aide d'une solution *Nital* à 5 % d'acide nitrique.

- échantillon 1 : extrait d'un feuillard en provenance direct du fournisseur (*cf.* figure 1.2.1 étape 1),
- échantillon 2 : virole roulée-soudée recuite à 600°C pendant 60 *min* (*cf.* figure 1.2.1 étape 4),
- échantillon 3 : virole roulée-soudée recuite à 600°C pendant 60 *min*, chauffée à 720°C par un système de chauffage par induction et refroidie par air ambiant (*cf.* figure 1.2.1 étape 5),
- échantillon 4 : virole roulée-soudée recuite à 600°C pendant 60 *min*, chauffée à 720°C par un système de chauffage par induction et refroidie par eau.

L'étude des échantillons 1 et 2 montre l'effet du recuit après la mise en forme sous forme de virole. Les échantillons 2, 3 et 4 mettent en évidence l'effet de la vitesse de refroidissement (par air ou par eau). Enfin chacun des échantillons peut être comparé avec l'échantillon 1 (forme brute) pour analyser l'effet de chacune de ces sollicitations sur la microstructure du matériau. Simultanément les microduretés des différents échantillons ont été relevées et comparées. Les essais de dureté réalisés sont de type *Vickers* avec une charge de 50 *N*.

Le tableau 1.3 rassemble les valeurs de microdureté de chaque échantillon alors que les micrographies permettant de déterminer leur microstructure sont présentées sur la figure 1.2.5.

État du matériau	Dureté (HV5)
échantillon 1	199
échantillon 2	190,6
échantillon 3	191,4
échantillon 4	190,8

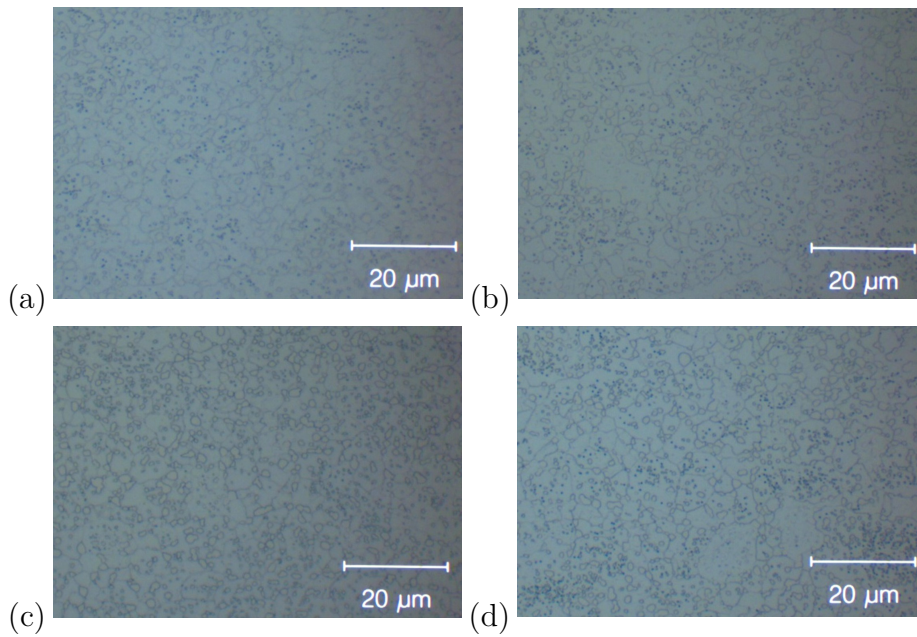
Tab. 1.3: Microdureté du C68 pour les différents échantillons testés.  
C68 microhardness for different samples tested.

La dureté moyenne calculée sur trois échantillons de matériau brut (échantillon 1) est de 199 (HV5). Sur les autres échantillons, la microdureté est de 191 (HV5). La différence de 5 % entre l'échantillon 1 et les autres échantillons peut s'expliquer par un faible écrouissage du matériau apparu au cours du laminage de la tôle pour l'obtention du feuillard. Les résultats sur les échantillons 2, 3 et 4 montrent un effet négligeable sur la dureté du chauffage par induction, mais aussi du processus de refroidissement employé.

Les micrographies révèlent l'aspect globulaire du matériau dès sa réception. Sa structure est formée de composés globulaires (cémentite) de forme sphérique dans une matrice ferritique. Cet état facilite l'usinage des aciers et donne de bonnes propriétés de déformation plastique.

L'opération de recuit réalisée sur la virole assure une réinitialisation de l'état du matériau corroborée par les essais de dureté. La vitesse de refroidissement n'affecte ni la dureté du matériau, ni sa microstructure. L'aspect de celle-ci reste globulaire de la réception des feuillards





*Fig. 1.2.5: Micrographie optique montrant la structure globulaire du C68 sur (a) l'échantillon 1, (b) l'échantillon 2, (c) l'échantillon 3 et (d) l'échantillon 4.*

*C68 microstructure for (a) the sample 1, (b) the sample 2, (c) the sample 3 and (d) the sample 4.*

jusqu'à l'étape précédant le fluotournage. Les essais de caractérisation peuvent donc se faire à partir de l'état initial du matériau, c'est-à-dire les feuillets du fournisseur, après un recuit du matériau à 600°C pendant 60 min.

### 1.3 Conclusion

Ce chapitre présente le contexte du projet DÉFI qui promeut une évolution des procédés de mise en forme incrémentaux plus traditionnels comme une alternative à des procédés de fabrication comme le tournage ou l'emboutissage. Il s'agit ici de réaliser le formage incrémental de pièces cylindriques creuses en acier dur. Les données économiques imposent le respect de cadences qui nécessitent des vitesses de déformations de l'ordre de  $10^2/s$ . Dans ces conditions, il est nécessaire de chauffer le matériau pour le rendre plus malléable et éviter les déchirures.

Les procédés de formage incrémental ont été relativement peu étudiés d'un point de vue scientifique. Les forts gradients de déformation imposent le recours à la simulation numérique pour être en mesure d'optimiser le procédé dans un contexte industriel. Pour la partie qui incombe à la caractérisation et à la modélisation du matériau, on doit caractériser le matériau dans des conditions assez extrêmes. Il s'agit donc d'obtenir une modélisation qui couvre des vitesses dans l'intervalle et des températures allant jusqu'à 720°C pour un matériau peu (ou pas) étudié au niveau bibliographique dans un contexte de mise en forme.

Le matériau étudié, le C68, est un acier à haut taux de carbone dont certaines propriétés ont été décrites dans ce chapitre. Une étude par calorimétrie différentielle à balayage montre que la température maximale de l'étude (720°C) n'engendre pas de changement de phase dans le matériau. L'analyse préliminaire permet de vérifier l'homogénéité du matériau et l'influence négligeable de la vitesse de chauffe et de refroidissement sur sa microstructure et sa microdureté.

Il s'agit désormais de définir et de mettre en œuvre le dispositif expérimental pour caractériser le comportement du C68 afin de déterminer, dans un premier temps, sa sensibilité à la vitesse de déformation et, dans un second temps, sa sensibilité à la température.





## Chapitre 2

# Détermination de la sensibilité du comportement mécanique du matériau à la vitesse de déformation

Dans l'étude du comportement d'un matériau, on distingue deux types de déformation : une déformation non permanente qui disparaît une fois la sollicitation supprimée (qualifiée d'élastique) et une déformation permanente qui persiste même après la suppression de la sollicitation (qualifiée de plastique). Une définition plus complète de la déformation (élastique et plastique) est donnée en annexe [B](#).

La modélisation de la mise en forme du matériau étudié nécessite la connaissance de son comportement mécanique dans le domaine élastique et lors d'une déformation plastique pour des gammes de température, déformation et vitesse de déformation les plus proches possibles des conditions de chargement du procédé de fluotournage. Pour ce faire, sa caractérisation par un essai mécanique adapté est indispensable.

Les essais mécaniques les plus couramment utilisés sont les essais de type traction/compression uniaxiale, de flexion, de torsion, de cisaillement, de dureté, de fatigue et de résilience. Dans le cas de cette étude, la campagne de caractérisation doit être menée de manière à déterminer la réponse mécanique du matériau pour différentes vitesses de déformation dans un premier temps, et à différentes températures dans un second temps. Il faut donc un essai mécanique sur lequel un dispositif de chauffage est adaptable. Les caractérisations du comportement dans le domaine élastique et lors d'une déformation plastique sont différenciées afin de mettre en œuvre l'essai le mieux adapté à chaque situation.

Dans la littérature, le module d'élasticité est souvent donné comme une constante dont la valeur est extraite des fiches matériaux sur le comportement. Cette valeur est généralement rarement

remise en cause par les expérimentateurs alors que sa détermination n'est pas si triviale. Des auteurs [111, 68] ont souligné l'importance du module d'élasticité dans la modélisation du retour élastique. C'est donc un paramètre à déterminer avec précision.

La campagne de caractérisation du comportement plastique du matériau doit être conduite jusqu'à une vitesse de déformation de  $2 \times 10^2/s$ . C'est la vitesse de déformation maximale du procédé de formage incrémental. Dans ce chapitre, la température est fixée à  $25^\circ\text{C}$  pour mettre en exergue les effets de la vitesse de déformation à température ambiante sur le matériau étudié. Le procédé de fluotournage entraînant des déformations importantes supérieures à 50 %, les essais proposés doivent permettre de caractériser le comportement du matériau à ces taux de déformation.

La première partie de ce chapitre définit les conditions de chargement retenues dans le cadre de cette première étude expérimentale axée sur la détermination de la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation.

La deuxième partie donne les résultats d'une étude du comportement élastique du matériau par différentes méthodes de caractérisation.

Enfin, la dernière partie est dédiée à la procédure expérimentale des essais mécaniques effectués pour caractériser le comportement plastique du matériau sur la gamme de vitesses de déformation retenue (entre  $1 \times 10^{-3}$  et  $4 \times 10^2/s$ ) ainsi qu'aux résultats expérimentaux obtenus pour ces vitesses.

### 2.1 Conditions de chargement retenues

Les vitesses de déformation lors d'une opération de fluotournage atteignent  $2 \times 10^2/s$  sous le galet mais ailleurs les vitesses de déformation sont moins importantes. Plus on s'éloigne du galet, plus la vitesse décroît. La figure 2.1.1 illustre la répartition des vitesses de déformation du procédé obtenues par simulation numérique [72].

Il est donc nécessaire de connaître le comportement du matériau sur toute la gamme de vitesse qui va de 0 à  $2 \times 10^2/s$ .

Le but de cette première campagne d'essais est de déterminer la sensibilité à la vitesse de déformation et au sens de laminage du matériau. Pour vérifier la répétabilité des résultats, chaque essai est réalisé au minimum 3 fois, les courbes fournies étant, sauf indication contraire, une moyenne de ces essais réalisés.

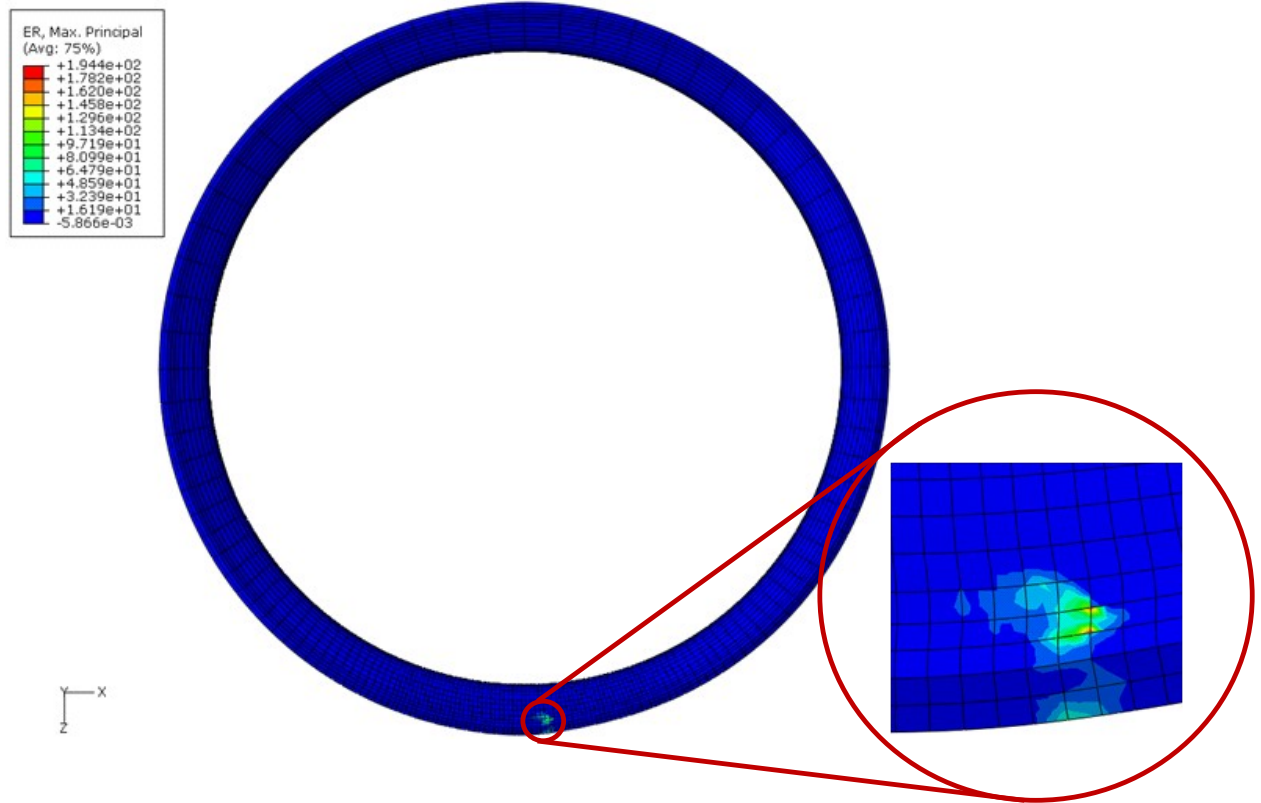


Fig. 2.1.1: Répartition des vitesses de déformation lors du passage du galet au cours d'une opération de fluotournage.

*Distribution of strain rates during the passage of the roller in a flow-forming process.*

## 2.2 Étude du comportement élastique

Lors d'une opération de fluotournage, le retour élastique du matériau est un phénomène important à prendre en compte pour un bon respect de la géométrie cible de la pièce. Ce phénomène est l'une des causes principales de dégradation de la précision dimensionnelle d'un produit. C'est pourquoi l'identification des paramètres associés à la modélisation du comportement élastique doit être particulièrement rigoureuse. Nous allons dans cette partie nous focaliser sur une méthode de détermination fiable et reproductible de ces paramètres.

### 2.2.1 Le module d'Young

Comme pour un ressort, le métal sollicité a d'abord un comportement parfaitement élastique. La rigidité de ce métal est le module d'Young, habituellement noté  $E$ . Il correspond à la pente de la partie linéaire élastique d'une courbe de traction :

$$E = \frac{F/S_0}{\Delta L/L_0} \quad (2.1)$$

où  $F$  est l'effort appliqué lors d'un essai de traction,  $S_0$  la section initiale de l'éprouvette testée,  $L_0$  la longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette et  $\Delta L$  la différence entre la longueur  $L$  la longueur de la zone utile de l'éprouvette à un instant donné et  $L_0$ .

Il est généralement déterminé en réalisant une régression linéaire sur des points de la partie élastique d'une courbe de traction. Des informations complémentaires sur la courbe de traction sont données en annexe C.

### 2.2.2 La résistance élastique

La limite d'élasticité  $\sigma_0$  correspond à la contrainte à partir de laquelle un matériau commence à plastifier, c'est-à-dire à se déformer de manière irréversible. Cette limite d'élasticité est parfois difficile à mesurer sur des matériaux ayant un fort taux d'écrouissage. C'est pourquoi on utilise souvent  $R_{p0,2}$ , la limite conventionnelle d'élasticité définie à 0,2 % de déformation.

Pour un matériau présentant une courbe avec un palier (typique du passage de bandes de Piobert-Lüders, cf. annexe A), on définit la limite inférieure d'élasticité,  $R_{eL}$ , et la limite supérieure d'élasticité  $R_{eH}$  d'après la norme sur l'essai de traction [3]. La représentation de ce type de comportement est donnée sur la figure 2.2.1.

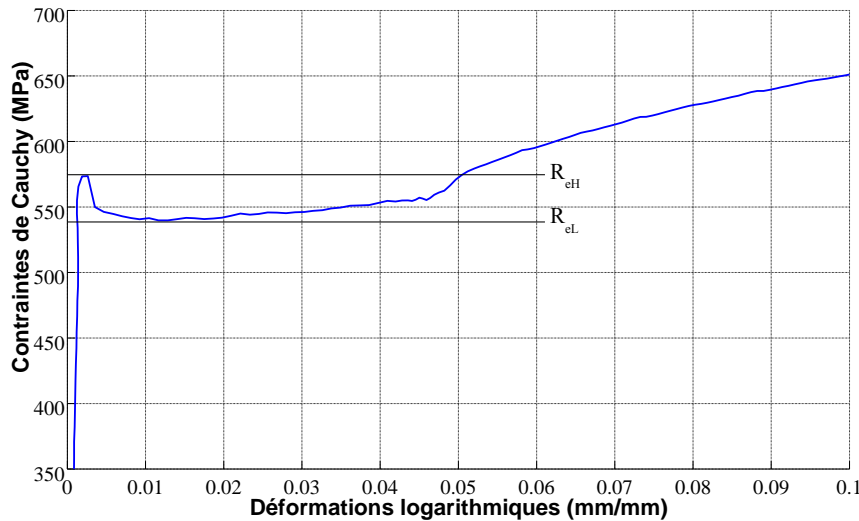


Fig. 2.2.1: Exemple d'une courbe expérimentale de traction du C68 présentant un palier, une limite inférieure d'élasticité  $R_{eL}$  et une limite supérieure d'élasticité  $R_{eH}$ .

Example of a stress/strain traction curve of the C68 steel with a plateau, a lower yield stress  $R_{eL}$  and a upper yield stress  $R_{eH}$ .

### 2.2.3 Essais envisageables pour l'étude du comportement élastique

La détermination de ces paramètres s'appuie sur deux types d'essais : *(i)* les essais destructifs et *(ii)* les essais non destructifs.

Parmi les essais destructifs, on retrouve les essais mécaniques tels que l'essai de traction décrit plus en détail dans l'annexe C. La détermination des paramètres du modèle de comportement élastique par ce type d'essai est problématique. En effet, la détermination de déformations relativement faibles est délicate ce qui rend cet essai sensible aux phénomènes extérieurs (mise en place du dispositif de mesure, alignement de l'éprouvette par exemple) et aux conditions d'application de la sollicitation aux limites du domaine d'étude (rattrapage des jeux de la machine ou positionnement et glissement des éprouvettes dans les mors de serrage au début de l'essai).

L'autre type d'essais possibles pour l'identification des paramètres du modèle de comportement élastique est l'essai non destructif où ils sont déterminés à partir de la mesure du temps de vol d'une onde ultrasonore ou de vibrations produites par une excitation par impulsion. Ce type d'essais génère une sollicitation d'amplitude suffisamment faible pour engendrer une réponse uniquement élastique au cœur même du matériau.

Chacun de ces essais est présenté dans la suite de cette sous-section.

#### 2.2.3.1 Détermination du module d'Young par essai de traction

Pour déterminer un module d'Young à partir des résultats d'un essai de traction, Lemaitre et Chaboche [49] ont effectué une régression linéaire sur les points appartenant à l'intervalle des contraintes  $[0, 15 \times \sigma_0 ; 0, 85 \times \sigma_0]$ . Des auteurs tels que Koss [45] utilisent cette méthode avec succès. Morestin [61], dans ces travaux, utilise plusieurs méthodes de détermination du module d'Young à partir d'un essai de traction. Il définit alors : *(i)* le module d'Young total, régression linéaire de tous les points du domaine élastique, *(ii)* le module d'Young sécant, pente entre l'origine et un couple de points contrainte/déformation et *(iii)* le module d'Young instantané, pente entre deux points fixés. La valeur commune apparaissant en traçant ces trois paramètres donne le module d'Young retenu par Morestin.

D'après la norme française sur l'essai de traction EN-6892-1, une méthode recommandée pour déterminer la pente de la droite élastique est de réaliser une régression linéaire de la partie élastique délimitée entre 10 % de la limite élastique et 50 % de la limite élastique. Pour éviter d'éventuels problèmes de micro-plasticité et s'assurer de rester dans le domaine élastique, l'intervalle choisi est donc  $[0, 1 \times \sigma_0 ; 0, 5 \times \sigma_0]$ .

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

---

L'expérience a montré que la détermination du module d'Young par un essai de traction peut entraîner des résultats relativement différents pour de mêmes conditions d'essai. Afin d'assurer une meilleure répétabilité des résultats, une solution est d'effectuer un essai cyclique de chargement-déchargement dans la partie élastique du matériau et de moyenner les valeurs de module obtenues sur l'intervalle choisi. Des cycles de chargement-déchargement ont donc été mis en place afin de déterminer la valeur du module d'élasticité du matériau sur des essais de traction unidirectionnelle.

### Résultats des essais expérimentaux sur la détermination du module d'Young par essai de traction

Les essais ont été conduits à une vitesse de déformation constante  $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3}/s$ . Les statistiques désignent communément les échantillons de taille supérieure à 30 individus comme de grands échantillons. Le nombre de cycles est donc fixé à 50 pour une meilleure précision sans toutefois exagérer la durée des essais. Les mesures expérimentales du module d'Young sont obtenues en exploitant 50 cycles de chargement-déchargement lors d'un essai de traction. La procédure créée et mise en place prévoit une précontrainte de quelques  $MPa$  sur le matériau afin de ne pas prendre en compte les jeux de la machine, le désalignement des mors et le potentiel redressement de l'éprouvette lors de la mise en tension de l'éprouvette au début de l'essai. Les données sont enregistrées par un extensomètre de type INSTRON 2620-601 dont la longueur entre les couteaux est de  $12,5\text{ mm}$ .

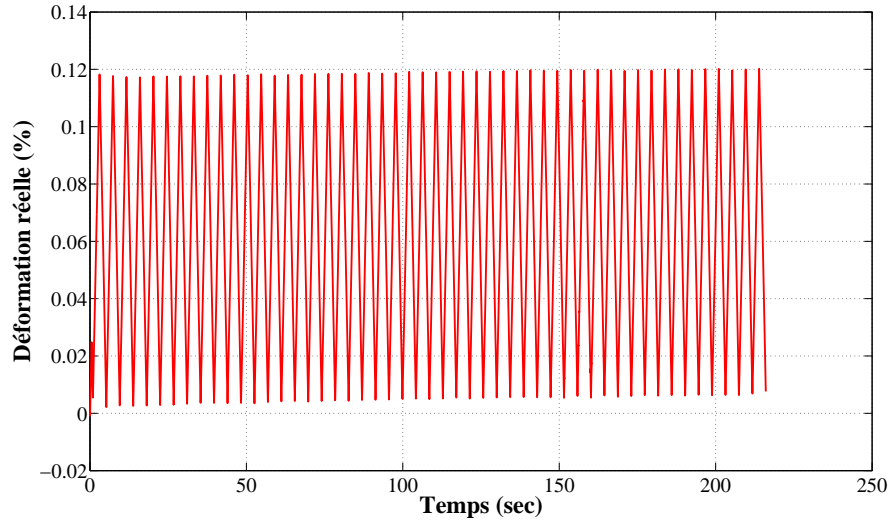
Le module d'Young est ensuite déduit en calculant la pente de la partie linéaire de la zone élastique par régression linéaire. Cette méthode est appliquée à chaque chargement des 50 cycles de chargement-déchargement subis par le matériau lors de l'essai. Le profil de chargement d'un tel essai est donné figure 2.2.2.

Le tableau 2.1 présente les résultats obtenus à l'issue de ces essais avec une moyenne du module d'Young et l'écart-type correspondant.

Matériau	Module d'Young ( $GPa$ )	Écart-type ( $GPa$ )
C68	212	1,6

Tab. 2.1: Résultats des essais de traction cycliques sur le C68.  
Results of cyclic tensile tests of the C68 steel.

La valeur habituellement utilisée de  $210\text{ GPa}$  pour un acier est retrouvée avec un écart-type plutôt faible.



*Fig. 2.2.2: Profil de chargement d'un essai de traction cyclique sur le C68.*  
*Loading profile of a cyclic tensile test of the C68 steel.*

### 2.2.3.2 Détermination du module d'Young par mesure du temps de vol d'ondes ultrasonores

Les vitesses de propagation des ondes dans un milieu élastique sont directement fonction des paramètres du modèle de comportement élastique et de la masse volumique  $\rho$  du matériau. L'essai qui en découle consiste à mesurer ces vitesses de propagation afin d'accéder directement à la définition du comportement élastique. Le module d'Young est alors obtenu par l'une des formules suivantes :

$$E = 2\rho C_T^2 (1 + \nu) \quad (2.2)$$

$$E = 2\rho C_L^2 \left( \frac{1 - 2\nu}{1 - \nu} \right) \quad (2.3)$$

où  $C_L$  est la vitesse de propagation des ondes dans la direction longitudinale,  $C_T$  la vitesse de propagation des ondes dans la direction transverse et  $\nu$  le coefficient de Poisson.

La détermination du module d'Young par la mesure du temps de vol d'une onde élastique ultrasonore qui se propage à travers une géométrie définie est une méthode permettant de s'affranchir des sources d'erreurs d'un essai mécanique destructif. Les ondes ultrasonores sont des ondes à très faibles amplitudes. Ainsi, elles induisent durant leur propagation des déplacements élastiques dans la structure du matériau. Pour cette raison, la mesure du temps de vol des



ondes ultrasonores est considérée comme une méthode non destructive pour étudier les propriétés mécaniques d'un échantillon. Augereau [5] a utilisé avec succès cette méthode pour mesurer ce temps de vol sur différents échantillons ayant subi un laminage, une déformation plastique ou un traitement thermique. De même, Degré [23] a employé cette méthode pour déterminer le module d'Young sur de l'acier pour obtenir un résultat de  $199\text{ GPa}$  avec une excellente répétabilité. Cependant, cette technique ne permet pas une mesure très locale des propriétés élastiques d'un échantillon, le diamètre des transducteurs utilisés excédant généralement quelques millimètres.

### Résultats des essais expérimentaux sur la détermination du module d'Young par mesure du temps de vol d'ondes ultrasonores

Une étude expérimentale a été menée avec un dispositif de mesure par ultrasons *Olympus 38DL Plus*. À cet appareil se raccorde un transducteur distinct pour la mesure des vitesses de propagation des ondes longitudinales ou transverses. Les fréquences des ondes sont de  $10\text{ MHz}$  pour les longitudinales et de  $5\text{ MHz}$  pour les transverses. Des transducteurs à contact sont utilisés. Ils jouent à la fois le rôle d'émetteur et de récepteur. Le temps de vol est mesuré après réflexion de l'onde émettrice sur le bord de l'échantillon.

Une série de 3 essais a été réalisée sur un échantillon du matériau étudié. Le tableau 2.2 présente les résultats obtenus pour une détermination du module d'Young dans l'épaisseur,  $E_{ZZ}$ . Une bonne répétabilité des résultats est constatée en raison du faible écart-type observé. On remarque que le module obtenu est sensiblement inférieur ( $-8\%$ ) au module déterminé par l'essai de traction. Cet écart peut être dû aux incertitudes de mesure de la géométrie de l'échantillon mais aussi à sa faible épaisseur qui ne correspond pas aux conditions optimales d'utilisation pour ce type d'appareil (plusieurs millimètres). En effet, plus la distance parcourue par les ondes est importante plus la mesure est précise. La caractérisation de tôles contraignant à travailler avec de faibles épaisseurs (de l'ordre de  $1,5\text{ mm}$ ), cette méthode n'est pas la mieux adaptée ici. L'écart peut également provenir d'une anisotropie macroscopique du matériau.

Matériau	Module d'Young ( $\text{GPa}$ )	Écart-type ( $\text{GPa}$ )
C68	195	1,2

Tab. 2.2: Résultats des essais par onde ultrasonore sur le C68.  
Results of tests by ultrasonic wave of the C68 steel.

#### 2.2.3.3 Détermination du module d'Young par la technique d'excitation par impulsion

La mesure du signal de vibration en flexion, conjointement à la valeur de la masse et aux dimensions d'un échantillon, donne un autre moyen de calculer le module d'Young par la formule suivante [2] :

$$E = 0,9465 \left( \frac{M f_0^2}{l} \right) \left( \frac{L^3}{e^3} \right) \left[ 1 + 6.585 \left( \frac{e}{L} \right)^2 \right] \quad (2.4)$$

où  $M$  est la masse de l'échantillon,  $l$  sa largeur,  $L$  sa longueur,  $e$  son épaisseur,  $f_0$  sa fréquence de résonance à 25°C dans le mode de flexion.

Une méthode non destructive permettant la détermination du module d'Young consiste donc à mesurer les fréquences de résonance du matériau soumis à une excitation vibratoire [36, 73, 47, 2]. Cette technique permet de mesurer non seulement le module d'Young mais aussi le coefficient de friction, le module de cisaillement et le coefficient de Poisson.

Pour réaliser une mesure, un échantillon est soutenu par un système de fixation en 2 points (cf. figure 2.2.3 étape 1) et frappé par un petit marteau au ventre d'intensité afin de créer une fréquence d'impulsion (cf. figure 2.2.3 étape 2). La résonance d'un mode de vibration en flexion de la plaque est observée (cf. figure 2.2.3 étape 3). Le signal de vibration émis par l'échantillon est enregistré par un microphone (cf. figure 2.2.3 étape 4) et analysé. L'utilisation d'une transformation de Fourier permet de calculer la fréquence de résonance initiale pour reconstruire le signal de vibration.

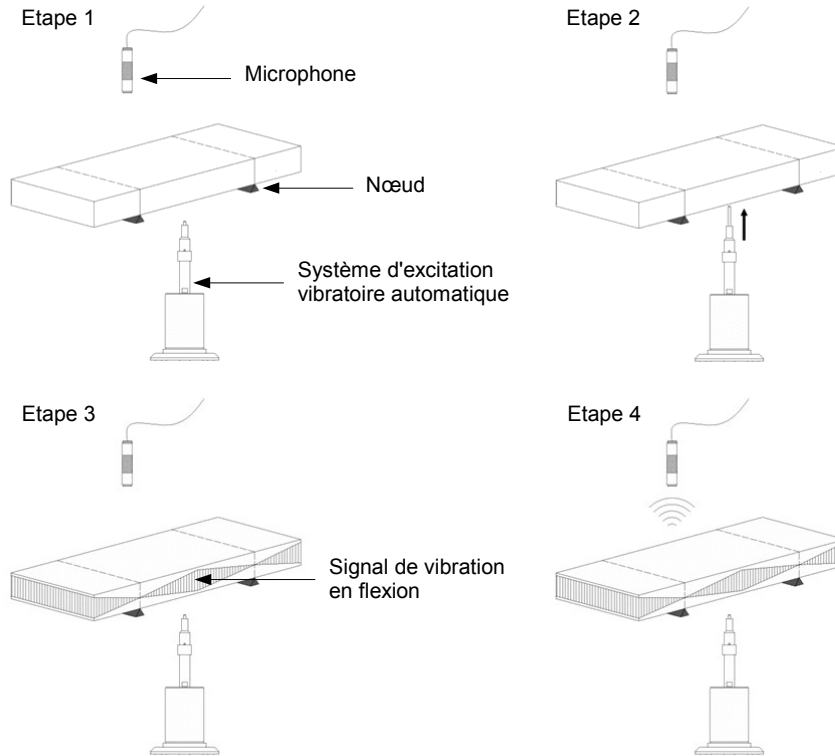


Fig. 2.2.3: Principe de la technique d'excitation par impulsion [1].  
Principle of the impulse excitation technique [1].

La technique d'excitation par impulsion permet de déterminer le module de cisaillement  $G$  et le coefficient de Poisson  $\nu$ . Le module de cisaillement nécessite un impact du marteau sur le bord de l'échantillon parallèle à l'une des lignes nodales afin de créer un signal de vibration en torsion. Il est ensuite déduit par la formule suivante :

$$G = \frac{4LMf_t^2}{l_e} B \quad (2.5)$$

où  $f_t$  est la fréquence de résonance du matériau dans le mode de torsion et  $B$  est un facteur de correction empirique dépendant de la géométrie de l'échantillon. Le coefficient de Poisson est calculé à partir de la mesure de  $E$  et de  $G$  par la relation suivante :

$$\nu = \left( \frac{E}{2G} \right) - 1 \quad (2.6)$$

### Résultats des essais expérimentaux sur la détermination du module d'Young par la technique d'excitation par impulsion

Une étude expérimentale a été menée avec le dispositif *RFDA Basic* de la société *IMCE*. Ce dispositif a été spécialement conçu pour la mesure des paramètres du modèle de comportement élastique. Une série de 10 essais a été réalisée sur un échantillon rectangulaire du matériau étudié de dimensions  $34,55 \times 10,03 \times 1,51 \text{ mm}$ . La principale source d'erreurs pour ce type de dispositif provient de la mesure de ces dimensions [47]. En effet, la moindre erreur de mesure sur la géométrie engendre une différence non négligeable sur la valeur finale du module d'Young calculée.

Le tableau 2.3 présente les paramètres obtenus après cette série d'essais. Une excellente répétabilité est constatée. Contrairement à la détermination du module par mesure du temps de vol d'une onde ultrasonore, la valeur du module d'Young est cette fois supérieure de 2,5 % à celle déterminée par essai mécanique. Cet écart peut être dû à la microplasticité pouvant avoir lieu lors d'un essai mécanique alors qu'une réponse essentiellement élastique est engendrée ici.

Matériau	$E$ (GPa)	Écart-type $E$ (GPa)	$G$ (GPa)	Écart-type $G$ (GPa)	$\nu$
C68	217	0,02	85	$5.10^{-3}$	0,28

Tab. 2.3: Paramètres du modèle de comportement élastique du C68 par la technique d'excitation par impulsion.

*Results of elastic tests using the impulse excitation technique.*

### 2.2.3.4 Dépendance du module d'Young avec la déformation plastique

Plusieurs travaux ont mis en évidence la dépendance du module d'Young à la déformation plastique. Yamaguchi et Yang [107, 108] ont présenté des résultats expérimentaux sur la diminution du module d'élasticité. Ils ont expliqué que ce phénomène est dû principalement au mouvement et au réarrangement des dislocations au cours de la déformation plastique. Morestin *et al.* [61, 62] ont mis en évidence une diminution du module d'Young en fonction de la déformation plastique sur plusieurs types d'acier. Ils ont noté une diminution de 17,5 % de sa valeur initiale pour 5 % de déformation plastique pour les aciers à haute résistance mécanique et une diminution pouvant aller jusqu'à 12 % pour le XC38 comme l'illustre la figure 2.2.4. Sur d'autres matériaux testés, la diminution du module d'Young peut aller jusqu'à plusieurs dizaines de pourcents. Cleveland *et al.* [18] ont reporté que 7 % de déformation plastique suffit à faire chuter le module d'Young de 19 % pour un acier à haute résistance mécanique et de 11 % pour un alliage d'Aluminium. Cette diminution peut être modélisée par une fonction qui décroît jusqu'à une valeur asymptotique. La prise en compte de cette évolution dans un modèle éléments finis permet de réduire l'écart entre la simulation et l'expérience [111, 68].

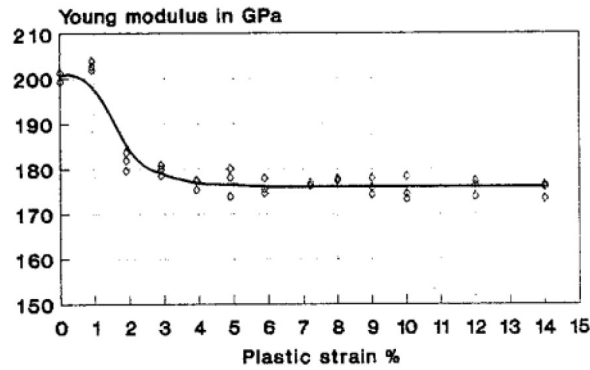


Fig. 2.2.4: Évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique pour le XC38 [61].  
Evolution of the Young modulus as a function of plastic strain for the XC38 [61].

Dans le cadre d'une étude du comportement cyclique d'un acier, Yoshida *et al.* [110] ont remarqué que le module élastique n'est pas constant en déchargement et dépend de la déformation plastique. Ils ont proposé une relation empirique incluant une fonction exponentielle et donnant l'évolution du module d'élasticité en fonction de la déformation plastique [109] :

$$E(\varepsilon^p) = E_0 - (E_0 - E_\infty)(1 - \exp(-\beta\varepsilon^p)) \quad (2.7)$$

où  $E_0$  est le module d'élasticité initial,  $E_\infty$  le seuil de saturation pour une déformation plastique infinie,  $\varepsilon^p$  la composante du tenseur des déformations plastiques selon l'axe de la sollicitation et  $\beta$  un paramètre matériau. Eggertsen et Mattiasson [27] ont étudié le comportement à la

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

décharge de l'acier DP600 à différents taux de déformation (*cf.* figure 2.2.5 (a)). Ils ont noté que le comportement du matériau à la décharge est différent du comportement à la recharge comme l'illustre la figure 2.2.5 (b). Le matériau présente donc un comportement à la décharge non-linéaire. Pour modéliser cette non-linéarité, la relation de Yoshida a été employée avec un module  $E$  représentant la pente de la sécante des courbes de déchargement-rechargement (*cf.* figure 2.2.5 (b)).

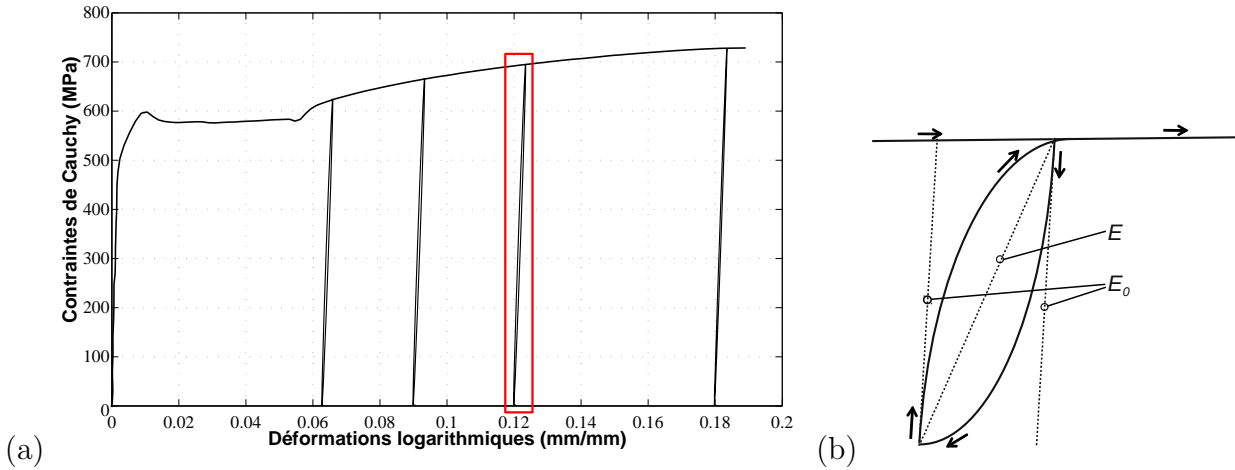


Fig. 2.2.5: (a) Courbe expérimentale de chargement-déchargement-rechargement du C68 et (b) illustration du chemin de déchargement-rechargement à une déformation donnée.

(a) Experimental loading-unloading-reloading curve of the C68 steel and (b) illustration of the unloading-reloading path for a fixed strain.

L'équation de Yoshida a également été reprise par Gélín [28] et par Grèze [30] qui ont introduit un deuxième paramètre matériau noté  $q$  :

$$E(\varepsilon^p) = E_0 - (E_0 - E_\infty) (1 - \exp(-\beta(\varepsilon^p)^q)) \quad (2.8)$$

Cette diminution du module d'Young s'explique par une analyse de la microstructure en considérant que pour un taux de déformation plastique compris entre 0 % à 15 %, les dislocations à l'intérieur du matériau se déplacent plus rapidement que les atomes de carbone situés dans les interstices qui les brident au repos.

### Résultats des essais expérimentaux sur la dépendance du module d'Young avec la déformation plastique

Des essais de traction avec cycles de chargement-déchargement ont été réalisés afin de déterminer le degré de dépendance du module d'Young à la déformation plastique sur le matériau étudié. Les modules sont calculés sur des éprouvettes ayant déjà subies une prédéformation allant de 2 % à 20 % par pas de 2 %.

La figure 2.2.6 présente les valeurs expérimentales de l'évolution du module d'Young ainsi que les modules recalculés par le modèle de Gelin à partir de l'équation 2.8. Ces résultats montrent une diminution du module d'Young initial de l'ordre de 10 % pour une déformation de 20 %. Le module initial est de 211,8 GPa.

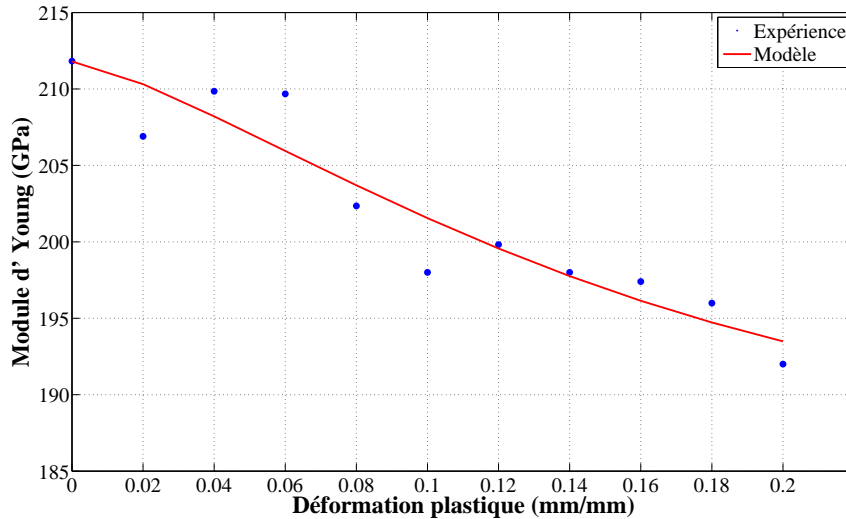


Fig. 2.2.6: Évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique.  
Evolution of the Young Modulus as a function of plastic strain.

L'identification des paramètres  $E_\infty$ ,  $\beta$  et  $q$  a été réalisée par une routine d'optimisation basée sur une minimisation de l'erreur par la méthode des moindres carrés. Les valeurs des coefficients identifiés sont données dans le tableau 2.4.

Matériau	$E_0$	$E_\infty$	$\beta$	$q$	$R^2$
C68	211, 8	187, 2	11, 79	1, 34	0, 89

Tab. 2.4: Valeurs des paramètres matériaux de l'évolution du module d'élasticité du matériau étudié en fonction de la déformation plastique équivalente.

Values of material parameters of the evolution of modulus of elasticity of the studied material as a function of the equivalent plastic strain.

## 2.2.4 Conclusion sur la détermination du module d'Young

La détermination du module d'Young par des essais non destructifs possède plusieurs avantages. Le premier avantage est l'affranchissement des incertitudes expérimentales liées à la raideur du dispositif utilisé et des jeux pouvant apparaître pendant l'essai (machine de traction par exemple). Un autre avantage est la détermination directe et à moindre coût du coefficient

de Poisson. Lors de l'essai de traction, l'évaluation du coefficient de Poisson nécessite la détermination précise de la déformation transverse impliquant l'acquisition d'un matériel coûteux. Cependant, la question reste ouverte sur une éventuelle sensibilité du module d'élasticité à la vitesse de déformation étant donné les vitesses engendrées par ce type de dispositif, plus importante que lors d'un essai mécanique.

La détermination du module d'Young par mesure du signal de vibration en flexion (appelée technique d'excitation par impulsion [2]) requiert un dispositif expérimental simple nécessitant des échantillons parallélépipédiques facilement réalisables. Cette méthode présente une excellente répétabilité, avec une détermination au cœur du matériau permettant de s'affranchir des multiples sources d'erreurs d'un essai mécanique. Pour ces raisons, c'est la méthode retenue pour la détermination du module d'Young sans déformation plastique. Les valeurs moyennes retenues sont donc :  $216,8\text{ GPa}$  pour le module d'Young et  $0,28$  pour le coefficient de Poisson pour une température de  $25^{\circ}\text{C}$ . Cependant, il n'a pas été possible d'appliquer une caractérisation du comportement élastique en fonction de la déformation plastique par cette méthode. Les paramètres matériaux retenus pour l'évolution du module d'élasticité en fonction de la déformation plastique proviennent donc d'essais de traction.

### 2.3 Caractérisation du comportement plastique

Les essais mécaniques dans un environnement spécifique donnent accès aux paramètres nécessaires à la modélisation du comportement des matériaux solides. Pour que les modèles ainsi déterminés soient corrects, les grandeurs mécaniques telles que les contraintes et les déformations doivent être déterminées précisément. Il existe une panoplie d'essais homogènes ou hétérogènes de caractérisation destinés chacun à la détermination de propriétés particulières du comportement : écoulement, viscosité, endommagement... Ces essais peuvent être monotones ou cycliques et sont conduits en conditions quasi-statiques ou dynamiques. Cependant, les essais hétérogènes ne permettent pas d'avoir une relation biunivoque entre une composante de contrainte et une composante de déformation. Pour cette raison, les essais homogènes dans lesquels les états de contraintes et de déformations sont uniformes (ou quasi-uniformes) sont les principaux essais utilisés en caractérisation expérimentale du comportement des matériaux solides pour étudier l'incidence de facteurs tels que la vitesse de déformation ou la température.

### 2.3.1 Essais envisageables pour caractériser le comportement plastique

Pour étudier le comportement plastique du matériau, une panoplie d'essais est disponible. Les essais les plus représentatifs des conditions de chargement du procédé sont présentés dans cette sous-section. Dans tous les cas, l'éprouvette est soumise à une sollicitation qui engendre un état de contrainte et de déformation supposé uniforme dans tout le volume utile, dépendant de l'essai, ce qui permet de l'assimiler à un élément de volume.

#### 2.3.1.1 L'essai de traction uniaxiale

L'essai de traction uniaxiale est une expérience dont l'objectif est de mettre en évidence l'écrouissage isotrope du matériau. Il fait l'objet d'une description détaillée dans l'annexe [C](#).

#### 2.3.1.2 L'essai de cisaillement

L'essai de cisaillement est un essai simple à mettre en œuvre où l'éprouvette étudiée est soumise à un effort tranchant. Les avantages d'un essai de cisaillement simple (ou pur) sont :

- la géométrie de l'échantillon simple à réaliser,
- la possibilité de réaliser l'essai sur une machine de traction,
- l'absence d'instabilités plastiques (localisation et/ou encolure en tension, « effet tonneau » en compression),
- les larges champs de déformation et de rotations réalisables,
- l'obtention des paramètres d'écrouissage cinématique.

Il s'agit dans ce cas de déformer une éprouvette rectangulaire maintenue entre deux parties solidaires et soumise à un mouvement parallèle. Cependant, l'essai de cisaillement n'est pas homogène dans tous les cas. Bouvier [\[13\]](#) a remarqué que l'hétérogénéité augmente quand le ratio entre la longueur  $L$  de la zone cisailée et la distance  $h$  entre les deux plans de glissement diminue. La façon la plus simple de réduire l'hétérogénéité est de modifier la géométrie de l'échantillon, en modifiant le ratio  $L/h$ , qui doit être supérieur à 10 dans le cas de matériaux métalliques. Dans le cas de tôles minces, l'essai de cisaillement présente un intérêt pour l'étude expérimentale des lois de comportement car il s'agit, avec le test de traction uniaxiale, d'un des seuls tests qui peut être considéré comme homogène [\[70\]](#).



### 2.3.1.3 L'essai de torsion

Marciniak [58] a proposé un test pour déterminer les coefficients d'écrouissage isotrope de la loi de Ludwik à partir d'un essai de torsion. Dans ce type d'essai, l'échantillon, sous forme de tôle, est maintenu entre deux mâchoires, l'une interne et l'autre externe. Les surfaces sur lesquelles s'exerce la contrainte maximale sont des cylindres giratoires autour de l'axe de l'ensemble. Le principal avantage de l'essai de torsion est la déformation importante qu'il peut engendrer.

Tekkaya *et al.* [89] ont repris les travaux de Marciniak en cherchant à s'affranchir de la loi de Ludwik et en se basant sur les courbes d'écoulement.

La géométrie simple de l'échantillon et la facilité de mise en place de l'essai sont des atouts pour ce type d'essai, même si un dispositif particulier est nécessaire pour pouvoir réaliser ces tests. Cependant, l'un des inconvénients de cet essai est l'impossibilité de quantifier les propriétés d'anisotropie du matériau.

### 2.3.1.4 Les essais dynamiques : le système des barres d'Hopkinson en traction

Pour des essais impliquant de plus grandes vitesses de déformation, un autre dispositif expérimental doit être utilisé. Les essais dynamiques homogènes sont le plus souvent conduits en traction, compression et flexion. Le matériau est alors soumis à un effort à une vitesse de déformation élevée. On adopte le qualificatif de vitesse élevée pour une gamme de vitesses de déformation supérieures à 50/s correspondant à la gamme de vitesse de la plupart des procédés de mise en forme industriels parmi lesquels figure le procédé de fluotournage (*cf.* sous-section 1.1.5 et 2.1).

Le système des barres d'Hopkinson en traction est l'essai dynamique le plus utilisé pour sa simplicité et sa robustesse. C'est un moyen expérimental destiné à étudier le comportement mécanique des matériaux soumis à de grandes vitesses de déformation [44]. Ce dispositif permet des essais de traction pour des vitesses de l'ordre de  $10^2/s$  et de  $10^3/s$ . Des développements récents ont été accomplis afin de permettre son utilisation pour de multiples matériaux (métaux classiques, polymères,...), géométries (éprouvettes cylindriques, plates) avec différents moyens de mesure des déformations (extensométrie, mesure optique) [97].

Le dispositif des barres d'Hopkinson, son utilisation et son exploitation font l'objet d'une description plus détaillée dans l'annexe D.

### 2.3.2 Conclusion : choix d'une stratégie d'essais

Le procédé de formage incrémental impose de réaliser des essais où il faut faire varier de nombreuses conditions expérimentales influant de façon importante sur le comportement du matériau. Pour une caractérisation précise des effets étudiés (principalement celui de la température et de la vitesse de déformation), il convient d'utiliser un essai simple et bien maîtrisé, permettant de mettre en avant chacune des sollicitations indépendamment. Il faut donc un essai capable d'atteindre une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^2/s$  et de chauffer un échantillon jusqu'à la température voulue de  $720^\circ\text{C}$ . Malgré l'engouement actuel pour les essais complexes à chargement multiple, la sollicitation de type traction reste pratiquement la seule à répondre à ce cahier des charges.

Pour les essais dynamiques, le dispositif des barres d'Hopkinson en traction semble parfaitement adapté pour des essais à plus grandes vitesses de déformation. Ce système est également capable d'introduire un système de chauffage qui est décrit plus précisément dans le chapitre suivant.

L'essai de cisaillement est intéressant en complément de l'essai de traction pour atteindre de grandes déformations mais il nécessite l'utilisation de mesures optiques afin de déterminer les déformations locales.

### 2.3.3 La mesure des déplacements

Les jauges, extensomètres et autres moyens de mesure avec contact de déplacement sont performants, simples à utiliser et permettent une mesure en temps réel du déplacement avec une grande précision. Cependant, ces dispositifs se contentent d'une mesure ponctuelle (jauges) ou moyennent les déplacements d'une surface (extensomètre). C'est pourquoi ces techniques sont de plus en plus complétées ou remplacées par des techniques optiques de mesure qui déterminent le déplacement de points d'une grille virtuelle associée à la surface de l'éprouvette sollicitée lors de l'essai.

#### 2.3.3.1 Détermination des déplacements par des techniques optiques de mesure

La détermination des déplacements surfaciques sans contact s'appuient principalement sur deux grandes familles de techniques optiques de mesure [85] : (i) les techniques de mesure non interférométriques et (ii) les techniques de mesure interférométriques.

Les techniques de mesure non interférométriques utilisent une intensité lumineuse pour créer un repérage de points sur la surface de l'échantillon à tester. Ce repérage se fonde soit sur une

association aléatoire entre les points physiques de la surface et un signal lumineux (dépôt de mouchetis, nature des surfaces [93, 94, 26, 22, 67]), soit sur une association « régulière » (en créant des grilles sur la surface de l'échantillon [6, 59, 7]). La détermination des déplacements surfaciques est ensuite réalisée par un logiciel d'analyse des images. Le dépôt de mouchetis sur une surface est beaucoup plus facile à réaliser qu'une grille. De plus, l'inconvénient principal d'un motif périodique réside justement dans sa périodicité. Le même motif peut se retrouver plusieurs fois sur la surface ce qui peut mener à des ambiguïtés lors de l'analyse des images.

L'interférométrie est une technique de mesure qui exploite les interférences intervenant entre plusieurs ondes lumineuses entre elles. La détermination des déplacements se fait alors à partir de la lumière diffusée (interférométrie de speckle [82, 106, 15]) ou de la lumière diffractée (interférométrie de moiré [19, 77, 20]). Les méthodes interférométriques conduisent à la détermination des champs de déplacement surfacique avec une excellente précision mais nécessitent une mise en œuvre complexe. Le système d'interférométrie se compose d'un système de projection (source lumineuse, lentille d'imagerie, structure de grille à onde carrée) et d'un système de visualisation (lentille d'imagerie, sous-grille, caméra). L'ensemble est très sensible aux vibrations [29]. Ce n'est pas le cas des dispositifs d'acquisition d'images numériques qui sont plus tolérants quant à leur mise en place.

C'est donc la corrélation d'images qui est choisie pour la détermination des déformations des éprouvettes lors des essais quasi-statiques et dynamiques.

### 2.3.3.2 Validation de la détermination des déplacements par corrélation d'images

Avant de déterminer les champs de déplacements surfaciques par corrélation d'images des échantillons lors de la campagne d'essais, il est intéressant de valider le dispositif expérimental en le comparant à l'instrument de mesure classiquement utilisé, l'extensomètre à couteaux. Il mesure le déplacement tout au long d'un essai, mais uniquement pour une longueur de référence fixe (la distance entre les couteaux). Lorsque l'essai est homogène, la valeur de déformation donnée par l'extensomètre est la même pour tous les points de cette longueur de référence. Mais dès que l'essai devient hétérogène (localisation), la déformation donnée est alors une moyenne de cette zone. Ce n'est pas le cas lors de la détermination des déplacements obtenus par corrélations d'images où la longueur de référence est sélectionnée dans le logiciel d'analyse. Cette liberté permet à l'expérimentateur de focaliser son étude sur la zone de son choix, qu'elle soit globale ou locale. La comparaison entre la déformation d'une zone calculée à partir du déplacement mesuré par extensométrie avec la déformation de la moyenne de l'ensemble des motifs composant cette même zone obtenue en exploitant les images numériques d'un essai de traction est illustrée figure 2.3.1. La coïncidence des deux courbes indique que les déformations calculées en exploitant des images numériques sont comparables à celles provenant d'un extensomètre

dans la partie plastique. Cependant la configuration utilisée ne permet pas pour l'instant de déterminer les déformations élastiques avec suffisamment de précision pour rivaliser avec les moyens expérimentaux présentés précédemment à la sous-section 2.2.3.

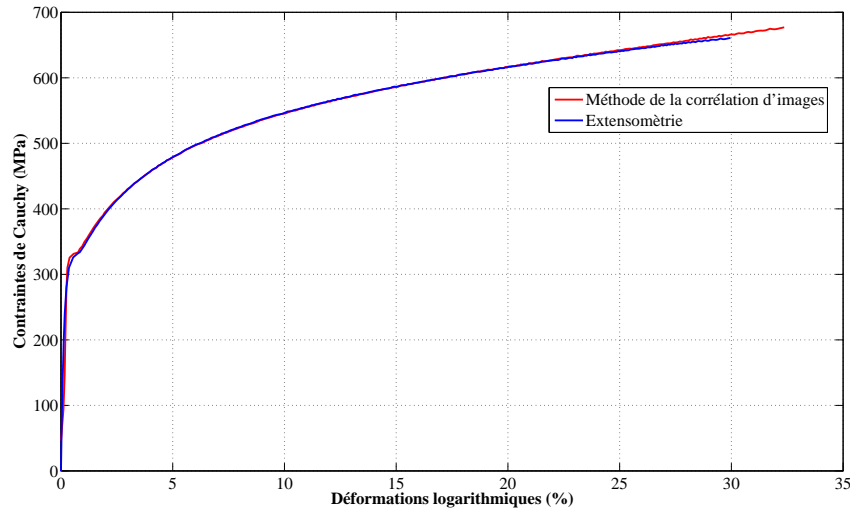


Fig. 2.3.1: Courbes expérimentales du C68 comparant la déformation d'une zone calculée à partir du déplacement mesuré par extensométrie avec la déformation de la moyenne de l'ensemble des motifs composant cette même zone obtenue en exploitant les images numériques d'une éprouvette soumise à un essai de traction.

Stress/Strain curves of the C68 steel obtained by using an extensometer and digital image correlation with a strain rate at  $10^{-3}/s$  in the rolling direction.

Une description de la méthode de détermination des déformations surfaciques à partir des champs de déplacement en s'appuyant sur la corrélation d'images numériques est donnée en annexe E. Dans la suite de l'étude, les images sont traitées par 7D, un logiciel d'analyse d'images développé au laboratoire SYMME [93, 94, 26, 22, 67, 68].

### 2.3.3.3 Préparation des éprouvettes

Pour créer un repérage de points de la zone utile de l'éprouvette exploitable avec des images numériques, un mouchetis est créé sur la surface. Elle est préalablement peinte sous une hotte aspirante avec une couche de peinture blanche pour éviter que les éventuels reflets sur la surface métallique ne viennent interférer avec l'image capturée par la caméra numérique. Elle est ensuite mouchetée successivement avec des peintures de couleurs noire et primaires. La figure 2.3.2 présente les niveaux de gris des pixels de la zone utile de deux surfaces mouchetées. Les deux mouchetis sont composés de peintures de couleurs noire et blanche et un ajout de couleurs primaires a été appliqué sur le deuxième.

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

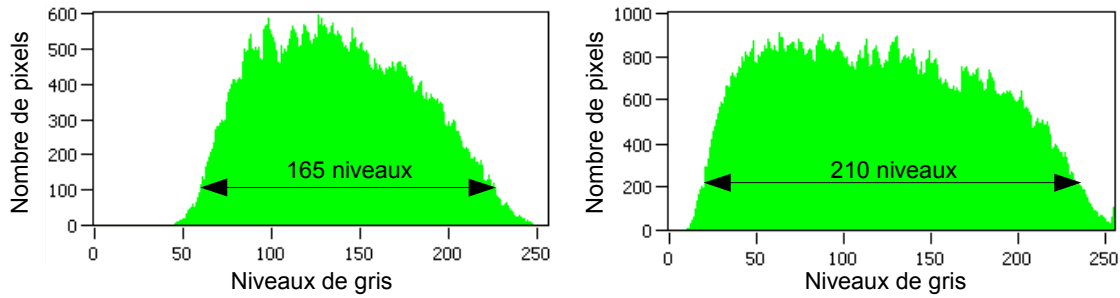


Fig. 2.3.2: Histogramme de la répartition des niveaux de gris (niveaux notés de 0 à 255 en abscisse) d'un mouchetis noir et blanc (à gauche) et avec ajout de couleurs primaires (à droite).

*Histogram of the distribution of gray levels (levels from 0 to 255 on the abscissa) of a black speckle (on the left) and with an addition of primary colors (on the right).*

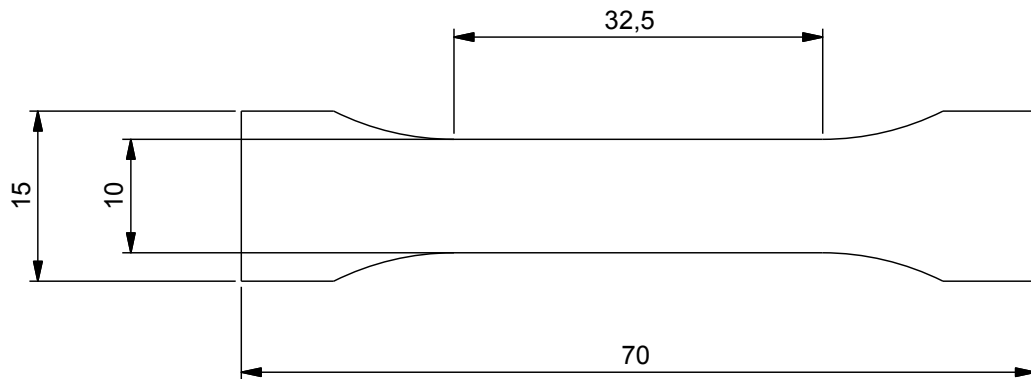
L'ajout de couleurs primaires sur un mouchetis noir et blanc permet un élargissement du spectre des niveaux de gris enregistré par la caméra, notamment pour les valeurs comprises entre 0 et 50 [90]. Cette augmentation des niveaux de gris sur la surface étudiée permet un meilleur traitement des images. En effet, l'exploitation de la presque totalité des niveaux de gris permet de mieux différencier les mouchetis les uns des autres, ce qui facilite la tâche du logiciel de corrélation d'images lors de la recherche des motifs déformés. L'ajout de couleurs primaires est donc utilisé sur des mouchetis noir et blanc lors de la campagne d'essais.

### 2.3.4 Résultats des essais de traction

#### 2.3.4.1 Traction quasi-statique à 25°C

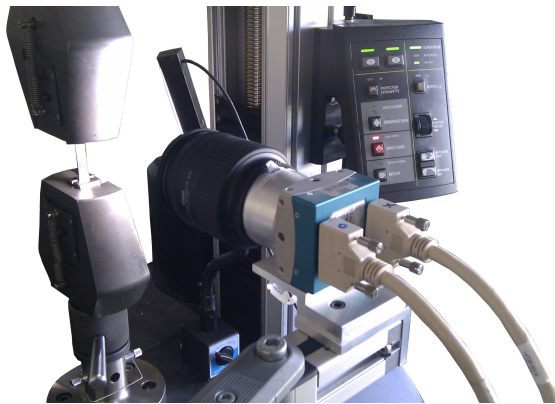
Les essais de traction ont été réalisés sur la machine électromécanique de traction *INSTRON 5569* du laboratoire, contrôlée en vitesse de déformation constante (dont la vitesse maximale de déplacement de la traverse est de  $450\text{ mm/min}$ ) d'une capacité de charge maximale de  $50\text{ kN}$  avec une précision de  $0,25\%$  sur la valeur indiquée de la force. La précision sur le déplacement de la traverse est de  $0,05\%$  de la valeur de déplacement indiquée.

Les éprouvettes utilisées lors des essais ont été découpées par électroérosion selon trois directions par rapport à celle du laminage :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Leurs dimensions sont données sur la figure 2.3.3. L'épaisseur de chaque éprouvette est de  $1,54\text{ mm}$  ce qui correspond à une section initiale  $S_0$  de l'éprouvette de  $15,4\text{ mm}^2$ . Les congés de raccordement permettent d'éviter les trop fortes concentrations de contrainte susceptibles de provoquer la rupture dans ces zones. Cela favorise un état de déformation homogène sur la zone utile dont la longueur initiale vaut  $32,5\text{ mm}$ . La largeur initiale de la partie utile est constante et vaut  $10\text{ mm}$ .



*Fig. 2.3.3: Dimensions en mm d'une éprouvette de traction.  
Dimensions in mm of a tensile test sample.*

Positionnée devant la machine de traction, une caméra rapide numérique monochrome de type *CMOS EoSens CL* de résolution 1280 pixels par 1024 pixels est utilisée pour l'enregistrement des images numériques (montage figure 2.3.4). Cette caméra peut filmer jusqu'à 500 images par seconde à pleine résolution. Elle est équipée d'un objectif *Nikon 24 – 88 mm f/2,8*. La lentille de la caméra est positionnée devant l'éprouvette à une distance approximative de 450 mm et son axe reste perpendiculaire à la surface de l'éprouvette durant tout l'essai.



*Fig. 2.3.4: Montage expérimental pour l'acquisition d'images numériques.  
Experimental set-up with high-speed camera.*

Pour une corrélation rapide avec le moins d'erreurs possible, un éclairage homogène de la surface de l'éprouvette est indispensable. En effet, si une zone de l'éprouvette reçoit davantage de lumière qu'une autre, la zone en question devient alors surexposée. Le logiciel de corrélation est alors incapable de réaliser le suivi des mouchetis de cette zone. Le système d'éclairage utilisé est une barre de LEDs de marque *CCS* comprenant 3 rangées de 32 LEDs diffusant une lumière dont la plage de longueur d'onde est comprise entre 400 – 700 nm. En cas d'insuffisance lumineuse, un deuxième système d'éclairage est ajouté au montage. Ce système complémentaire diffuse une lumière de même longueur d'onde.

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

Les acquisitions d'images sont réalisées pour des fréquences allant de 1 à 50 images par seconde, suivant la vitesse de l'essai. Pour des essais de traction à  $1 \times 10^{-3}/s$ , une fréquence d'enregistrement de 1 *image/s* suffit mais pour des vitesses plus importantes, une augmentation de la fréquence est nécessaire. Le tableau 2.5 récapitule les différentes fréquences d'enregistrement utilisées au cours des essais qui suivront dans la suite de ce chapitre.

Vitesse de déformation (/s)	0,001	0,01	0,1
Fréquence d'enregistrement ( <i>images/s</i> )	1	5	50

Tab. 2.5: Fréquences d'enregistrement des images utilisées au cours des essais.  
Recording frequencies of images used during tests.

La figure 2.3.5 illustre le comportement mécanique de la zone où apparaît le phénomène de striction diffuse résultant d'essais à 25°C jusqu'à rupture à une vitesse de déformation constante de  $1 \times 10^{-3}/s$ .

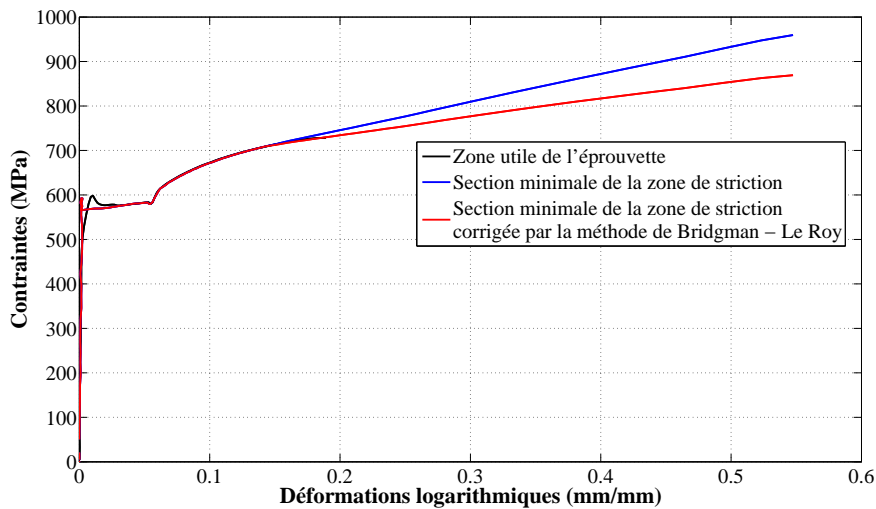


Fig. 2.3.5: Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-3}/s$ .

Stress/strain curves of the C68 steel with Bridgman - Le Roy's correction with a strain rate of  $1 \times 10^{-3}/s$ .

La déformation maximale atteinte en étudiant le comportement moyen de la zone utile de l'éprouvette vaut 25 %. L'utilisation de la méthode de Bridgman permet d'étudier le comportement mécanique au niveau de la section minimale apparaissant dans la zone de striction. Elle est décrite plus en détail dans l'annexe F. Son application permet d'obtenir une déformation maximale de plus de 55 % lors des essais de traction. On remarque également sur la figure 2.3.5 que la contrainte équivalente est surestimée de 12 % si l'on ne tient pas compte de cette correction.



Lors d'un essai de traction à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-3}/s$ , la courbe expérimentale présente un plateau d'une longueur de 5 % (cf. figure 2.3.5). Les variations avec le temps des déformations logarithmiques locales du début de l'essai jusqu'à la fin de la zone de propagation des bandes de Lüders sont données sur la figure 2.3.6. Chaque courbe représente le comportement d'une des sections choisies arbitrairement pour représenter la propagation des bandes de Piobert-Lüders (cf. figure 2.3.7). Trois régimes distincts sont identifiés : le régime élastique, le régime de propagation des bandes de Piobert-Lüders et la phase plastique (écrouissage). La figure 2.3.6 présente également le comportement moyen de la grille virtuelle totale.

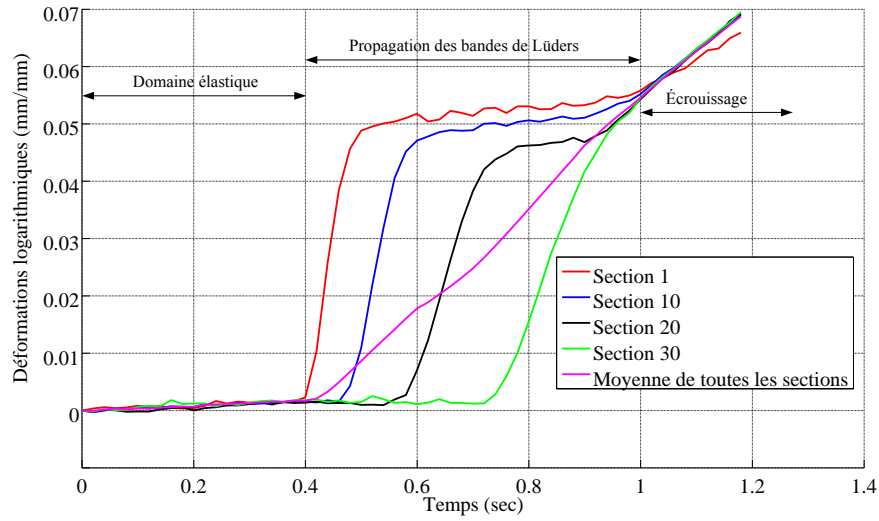


Fig. 2.3.6: Variations des déformations logarithmiques locales pour différentes sections lors d'un essai de traction monotone du C68 à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-3}/s$ .  
Variations of local logarithmic strains for several sections in a uniaxial tensile test of the C68 steel with a strain rate at  $1 \times 10^{-3}/s$ .

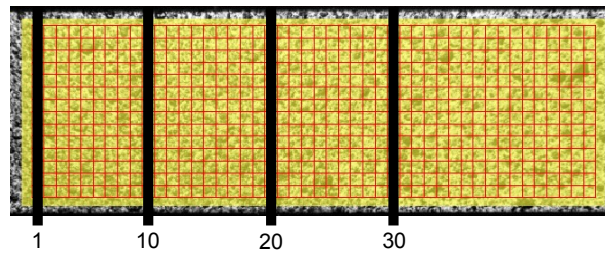


Fig. 2.3.7: Sections arbitrairement choisies pour étudier la propagation des bandes de Lüders.  
Sections chosen to study the propagation of Lüders' bands.

La machine de traction permet d'atteindre la gamme de vitesses de déformation comprises entre 0 et  $1 \times 10^{-1}/s$ . La figure 2.3.8 représente les courbes de référence du matériau étudié pour cette gamme à  $25^\circ\text{C}$ .



## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

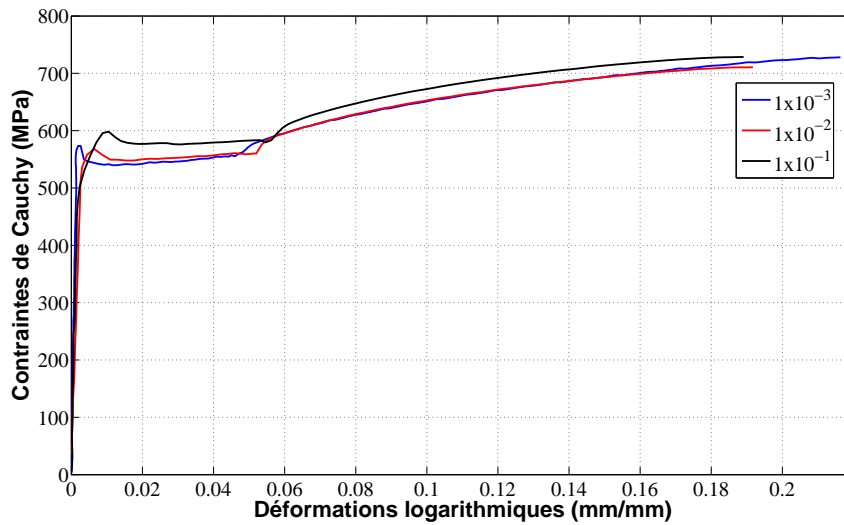


Fig. 2.3.8: Courbes expérimentales de traction du C68 pour différentes vitesses de déformation à 25 °C.  
Stress/strain tensile curves of the C68 steel at different strain rates at 25 °C.

La correction de Bridgman - Le Roy est appliquée afin d'étudier le comportement mécanique au niveau de la section minimale apparaissant dans la zone de striction pour différentes vitesses de déformation. La figure 2.3.9 présente les résultats pour les vitesses de déformation constantes suivantes :  $1 \times 10^{-3}$ /s,  $1 \times 10^{-2}$ /s et  $1 \times 10^{-1}$ /s. La déformation maximale se situe entre 52 % et 55 %.

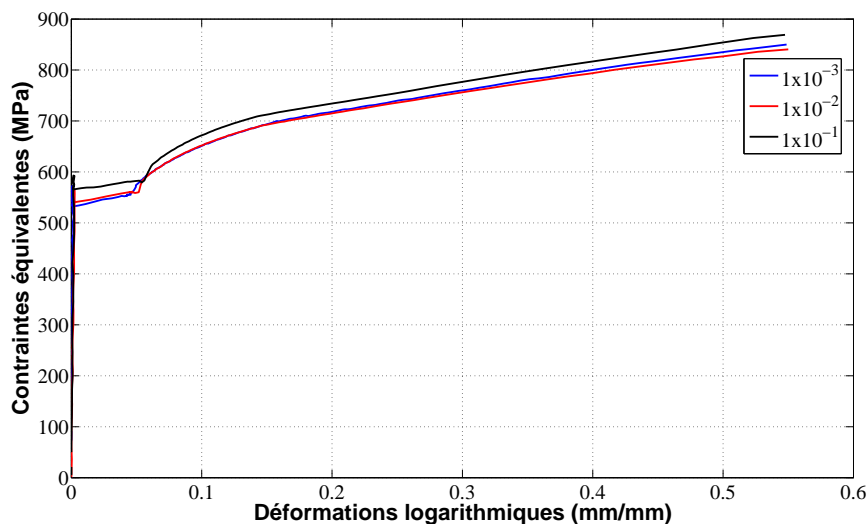


Fig. 2.3.9: Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes vitesses de déformation.

Stress/strain traction curves of the C68 steel with Bridgman - Le Roy's correction at different strain rates.

### 2.3.4.2 Traction sur dispositif de barres d'Hopkinson à 25°C

Les essais dynamiques ont été réalisés sur les barres d'Hopkinson du laboratoire SIMLab [88, 87, 86] à Trondheim en Norvège, à une vitesse de déformation constante de  $\dot{\varepsilon} = 4 \times 10^2/s$ . Les éprouvettes utilisées lors des essais dynamiques ont une zone utile d'une longueur de 5 mm et d'une largeur de 3 mm, comme représentées par la figure 2.3.10 (a). Les barres disposent de trous filetés pour adapter un système de fixation pour les éprouvettes plates (cf. figure 2.3.10 (b)).

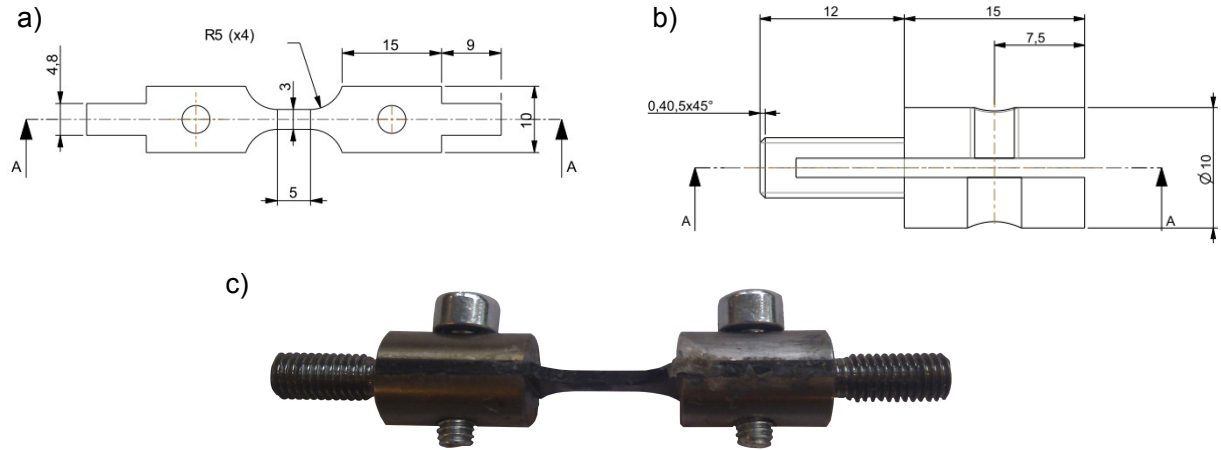


Fig. 2.3.10: (a) Géométrie de l'échantillon utilisé pour les essais dynamiques, (b) géométrie du système de fixation et (c) assemblage de l'échantillon et du système de fixation. Les cotes sont en mm.  
(a) Geometry of the specimen for dynamic tests, (b) geometry of the fixture and (c) assembly of the specimen and the fixture. All dimensions are in mm.

L'échantillon est collé aux éléments du système de fixation en utilisant une colle à base de résine époxyde et d'un agent polymérisant. L'ensemble est ensuite fixé mécaniquement aux barres par l'intermédiaire de trous filetés. Puis, l'échantillon est peint avec de la peinture noire et blanche afin de produire un mouchetis aléatoire sur la surface de celui-ci. Là encore, la mesure des champs de déplacement à la surface de l'éprouvette est réalisée par corrélation d'images numériques.

En raison de la vitesse de propagation des ondes importante, la durée d'un essai sur barres d'Hopkinson est de l'ordre de quelques millisecondes. La rapidité de l'essai nécessite donc l'emploi de la photographie à grande vitesse pour étudier les champs de déplacement à la surface de l'éprouvette jusqu'à la rupture. Une caméra numérique *CMOS FASTCAM ultima APX-RS*, fabriquée par *Photron*, a été utilisée. L'optique de cette caméra est positionnée face à l'échantillon à une distance de 200 mm, perpendiculairement à la surface de celui-ci. Un éclairage externe a été utilisé pour concentrer l'intensité lumineuse sur la zone utile de l'éprouvette. Dans ce type d'essais, une fréquence d'enregistrement de 37 500 images par seconde est utilisée ce qui donne un temps entre deux images de 37  $\mu s$ , produisant une image numérique 8 bits d'une résolution

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

de 512 pixels par 128 pixels. Il est important de noter que chaque augmentation de la fréquence d'enregistrement entraîne inexorablement une diminution de la résolution. Ainsi, la fréquence et la résolution choisies constituent un compromis adapté aux essais menés.

La figure 2.3.11 rassemble les réponses du matériau pour toutes les vitesses de déformation étudiées. Elle montre les courbes de référence des contraintes de Cauchy en fonction des déformations logarithmiques pour le matériau à différentes vitesses de déformation.

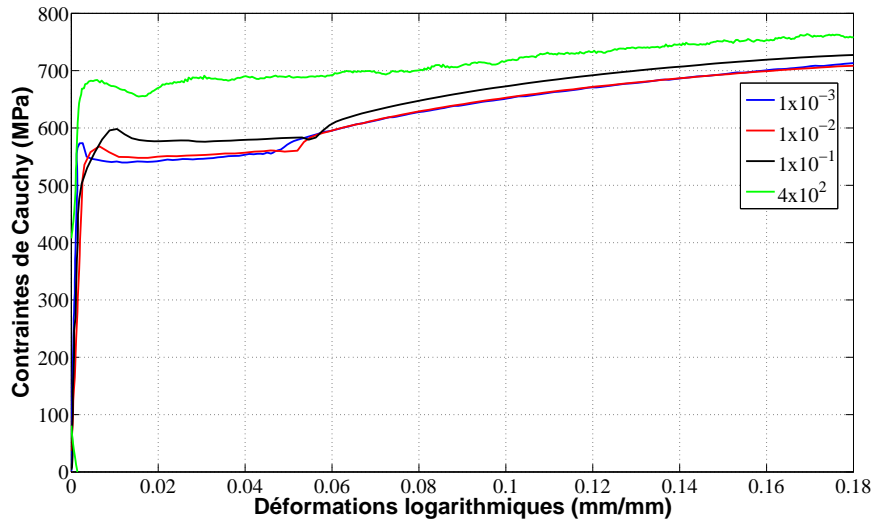


Fig. 2.3.11: Influence de la vitesse de déformation sur le comportement du C68 à 25 °C.  
Influence of the strain rate behaviour of the C68 steel at 25 °C.

Le comportement mécanique du matériau présente une sensibilité à la vitesse de déformation. En effet, à déformation plastique équivalente, les contraintes augmentent avec la vitesse de déformation. Cette sensibilité est à prendre en compte dans la définition du modèle de comportement. Cependant, aucune information sur le comportement de la striction n'a pu être extraite de ces résultats. L'influence de la vitesse de déformation pour des températures plus élevées est étudiée dans le chapitre 3.

### 2.3.4.3 Anisotropie du matériau

Un matériau est dit isotrope lorsque ses propriétés mécaniques sont identiques dans toutes les directions. On considère généralement les métaux comme étant isotropes à l'échelle macroscopique. Cependant, après certains procédés de mise en forme comme le laminage ou le forgeage, un matériau métallique peut développer une anisotropie de comportement.

Le coefficient d'anisotropie de Lankford [46],  $r_\theta$ , est un indicateur de l'anisotropie transverse d'un matériau dans une direction donnée. Il est défini comme le rapport entre la déformation

plastique transversale et celle dans l'épaisseur pour un échantillon découpé à un angle  $\theta$  par rapport à la direction de laminage :

$$r_\theta = \frac{d\varepsilon_{\theta+\frac{\pi}{2}}^p}{d\varepsilon_{III}^p} \quad (2.9)$$

où  $\varepsilon_{III}^p$  est la déformation plastique transverse dans le repère principal.

En pratique pour un essai de traction, la mesure de  $\varepsilon_{III}^p$ , la déformation plastique dans l'épaisseur, s'avère difficile. L'hypothèse d'incompressibilité combinée avec les petites déformations, permet de pallier à cette difficulté.

La déformation  $\varepsilon_{III}^p$  est alors obtenue par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{III}^p = -\varepsilon_I^p - \varepsilon_{II}^p \quad (2.10)$$

Pour une simulation numérique utilisant un code de calcul par éléments finis, il est nécessaire d'entrer les coefficients d'anisotropie  $R_{ij}$  s'exprimant en fonction du coefficient de Lankford de la manière suivante :

$$R_{11} = 1 \quad (2.11)$$

$$R_{22} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0(r_{90} + 1)}} \quad (2.12)$$

$$R_{33} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0 + r_{90}}} \quad (2.13)$$

$$R_{12} = \sqrt{\frac{1}{3}(r_0 + 1)r_{90}2(r_{45} + 1)(r_0 + r_{90})} \quad (2.14)$$

Afin de caractériser l'anisotropie du matériau, des essais de traction sont effectués sur des éprouvettes découpées à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et à  $90^\circ$  par rapport au sens du laminage. Le suivi de la déformation transverse par images numériques permet de déterminer les coefficients d'anisotropie  $r_0$ ,  $r_{45}$  et  $r_{90}$  introduits précédemment. La déformation dans l'épaisseur est calculée en appliquant l'hypothèse de l'incompressibilité plastique.

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

La figure 2.3.12 (a) présente le comportement mécanique du matériau étudié pour les trois orientations par rapport à la direction de laminage. Les courbes montrent une légère augmentation des caractéristiques mécaniques pour les éprouvettes prélevées dans l'orientation à  $90^\circ$  du sens de laminage. Les caractéristiques sont sensiblement identiques pour les orientations à  $0^\circ$  et à  $45^\circ$  par rapport à la direction de laminage. L'anisotropie de la contrainte d'écoulement reste cependant peu marquée sur cet acier. Les coefficients d'anisotropie sont ensuite mesurés en déterminant la pente des déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans l'épaisseur de l'éprouvette, pour chacune des directions étudiées (cf. figure 2.3.12 (b)).

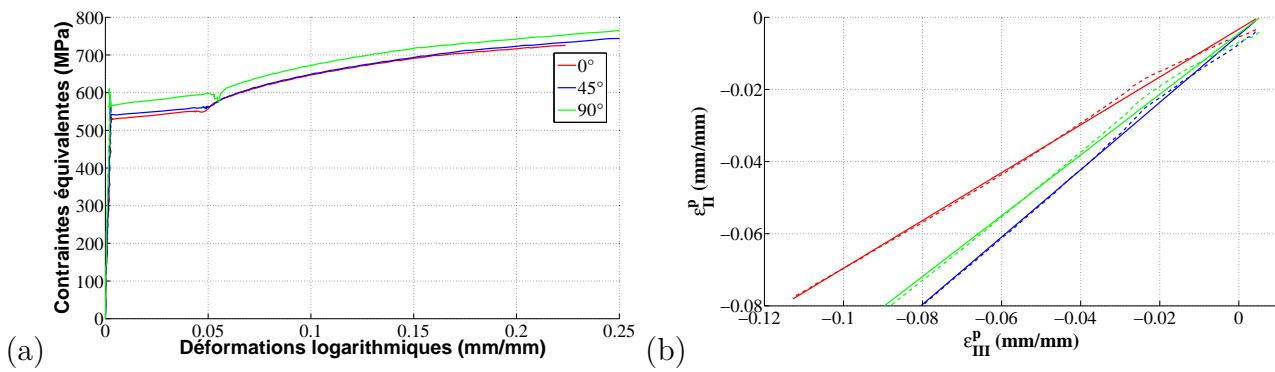


Fig. 2.3.12: (a) Courbes expérimentales de traction du C68 à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction de laminage à  $25^\circ\text{C}$  pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-3}/\text{s}$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  en fonction de  $\epsilon_{III}^p$  et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain traction curves of the C68 steel at  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  compared with the rolling direction at  $25^\circ\text{C}$  with a strain rate at  $1 \times 10^{-3}/\text{s}$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  as a function of  $\epsilon_{III}^p$  and linear fit to identify the Lankford coefficient in several directions.

Les valeurs du coefficient d'anisotropie du matériau étudié sont présentées dans le tableau 2.6. Ce sont des valeurs moyennes calculées sur trois essais, pour chaque direction.

Matériau	C68		
Orientations	$0^\circ$	$45^\circ$	$90^\circ$
$r_\theta$	0,616	0,878	0,795
$R_{11}$	1		
$R_{22}$	1,077		
$R_{33}$	0,954		
$R_{12}$	1,506		

Tab. 2.6: Valeurs des caractéristiques mécaniques mesurées en fonction de l'orientation par rapport à la direction de laminage à  $25^\circ\text{C}$ .

Values of mechanical properties measured as a function of orientation relative to the rolling direction at  $25^\circ\text{C}$ .

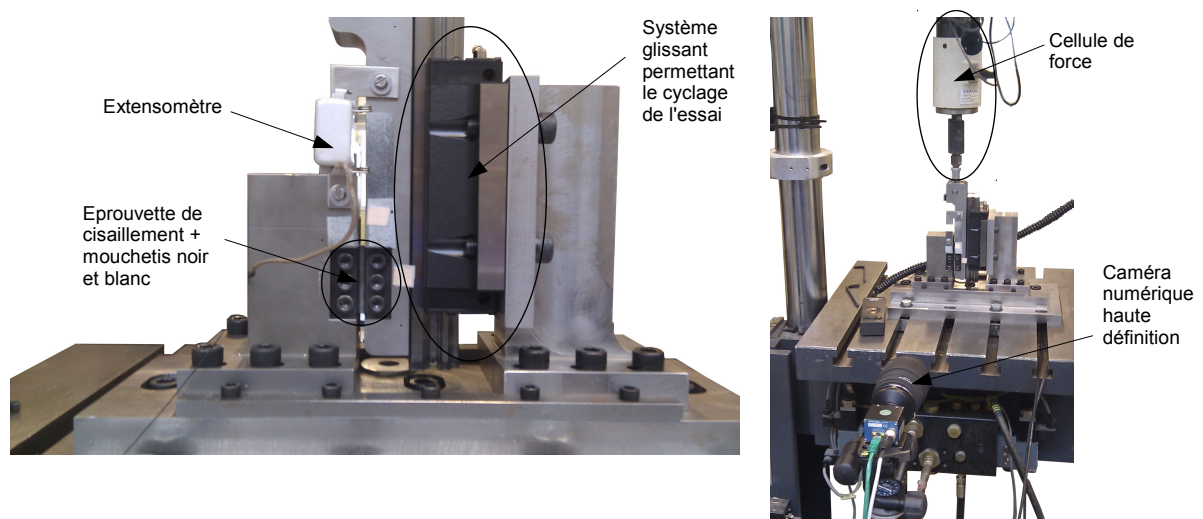
### 2.3.5 Essais de cisaillement

L'effet Bauschinger est caractérisé par une limite d'élasticité à la recharge plus faible que la contrainte atteinte en fin de charge. La mise en évidence de l'effet Bauschinger permet d'identifier les paramètres d'un modèle de comportement intégrant l'écrouissage cinématique. Ce phénomène apparaît en réalisant des essais cycliques en inversant la direction de sollicitation. Mais devant la difficulté à réaliser des essais cycliques de traction/compression qui font rapidement apparaître des problèmes de flambage et l'impossibilité d'utiliser des éprouvettes cylindriques avec le matériau étudié, l'essai de cisaillement s'impose comme l'essai idéal pour ce type d'essais. Il s'opère sur des éprouvettes planes et de forme rectangulaire. Le matériau étudié se présente sous forme de tôle, il est donc directement utilisable pour des essais monotones ou cycliques.

Dans un premier temps, le protocole expérimental d'essais de cisaillement est décrit dans cette sous-section. Puis dans un second temps, les résultats expérimentaux des essais de cisaillement (sollicitations monotones et cycliques) sont présentés.

#### Essai de cisaillement monotone

La caractérisation mécanique des matériaux en traction a été complétée par des essais de cisaillement réalisés sur un dispositif spécifique fabriqué par le SINTEF (Stiftelsen for industriell og teknisk forskning) à Trondheim en Norvège et mis à la disposition du SIMLab. Les choix effectués dans la conception de la machine permettent de réaliser des essais cycliques en inversant la direction de sollicitation (*cf.* figure 2.3.13).



*Fig. 2.3.13: Dispositif de cisaillement.  
Diagram of the shearing device and photography of the assembly.*

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

Les essais de cisaillement ont été réalisés sur des éprouvettes rectangulaires qui ont pour dimension  $32 \times 40 \text{ mm}$  dont la largeur de la zone cisailée est de  $2,5 \text{ mm}$  comme l'illustre la figure 2.3.14.

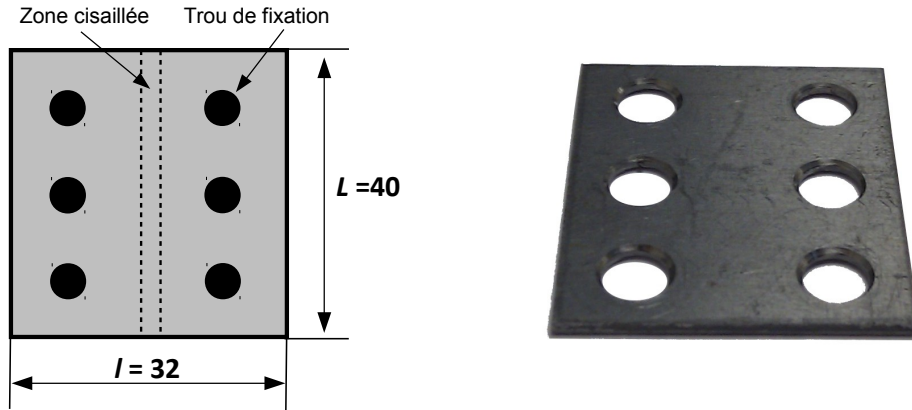


Fig. 2.3.14: Caractéristiques des éprouvettes de cisaillement utilisées.  
Characteristics of used shear specimens.

La géométrie de la zone cisailée joue un rôle important dans la distribution homogène de la déformation dans l'éprouvette. En effet, la zone de déformation de cisaillement homogène dépend du rapport entre la longueur et la largeur de la zone en question [78]. Dans le cas où la longueur de l'éprouvette  $L$  est inférieure ou égale à la largeur  $l$ , la zone de déformation homogène est limitée au centre de l'éprouvette. L'éprouvette est maintenue entre deux mors, serrés chacun par trois vis avec un couple de serrage imposé par une clé dynamométrique. Le paramètre  $\gamma = 2 \times \varepsilon_{12}$  utilisé pour déterminer la déformation, lors d'un essai de cisaillement, est défini par l'expression suivante :

$$\gamma = \frac{u}{l} \quad (2.15)$$

où  $u$  est le déplacement dans la direction de cisaillement.

Le dispositif de cisaillement est monté sur une machine de traction dont la cellule de charge a une capacité de  $20 \text{ kN}$ . La commande d'un l'essai s'effectue en imposant au système un ou plusieurs cycles de déplacement par l'intermédiaire d'un extensomètre monté sur le dispositif (cf. figure 2.3.13 pour visualiser le montage de l'extensomètre et figure 2.3.15 pour un exemple du profil de commande utilisé).

La détermination des champs de déplacement de la surface de l'éprouvette est effectuée à partir d'images numériques (cf. annexe E). Une caméra rapide numérique monochrome *Prosilica GC2450* de résolution 2448 pixels par 2050 pixels équipée d'un capteur CCD *Sony ICX625* est utilisée pour l'enregistrement des images. Cette caméra permet de filmer jusqu'à 15 images



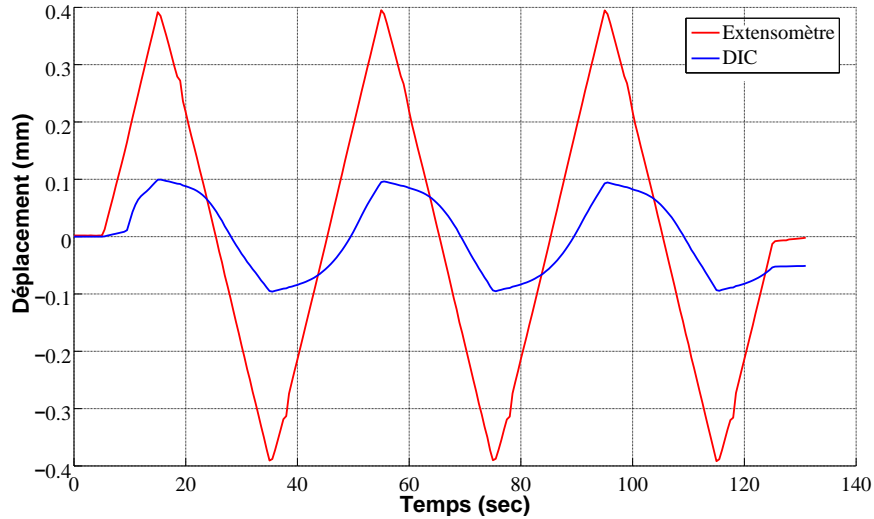


Fig. 2.3.15: Exemple du profil de commande utilisé pour piloter un essai de cisaillement par extensométrie et réponse locale au niveau de la bande de cisaillement obtenue par mesure optique.

Example of a command used to drive a shear test by an extensometer and datas in the shear band obtained by optical measurement.

par seconde à pleine résolution. La lentille de la caméra est positionnée devant l'éprouvette à une distance approximative de 1 m et son axe reste perpendiculaire à la surface de l'éprouvette durant tout l'essai. Pour ces essais, un éclairage externe est indispensable pour une homogénéité du contraste du mouchetis. L'évolution des champs de déplacement de la zone cisailée selon l'axe de cisaillement obtenue à partir d'images numériques d'un essai est donnée sur la figure 2.3.16. Les déformations de cisaillement  $\gamma$  sont ensuite évaluées en s'appuyant sur les champs de déplacement obtenus par l'analyse des images de l'essai.

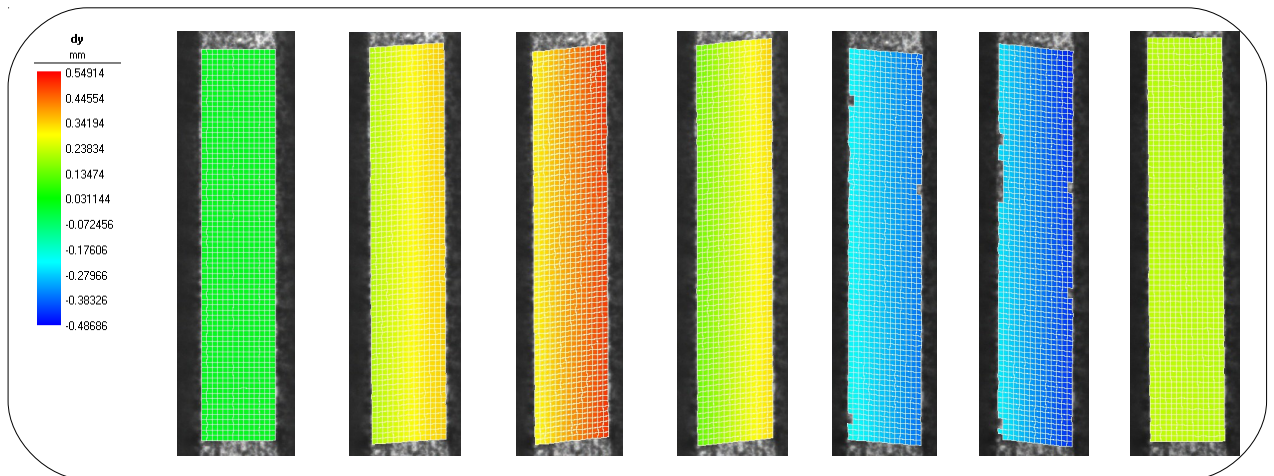


Fig. 2.3.16: Représentation de l'évolution du déplacement selon l'axe de cisaillement sur une zone centrale de l'éprouvette lors d'un essai cyclique.

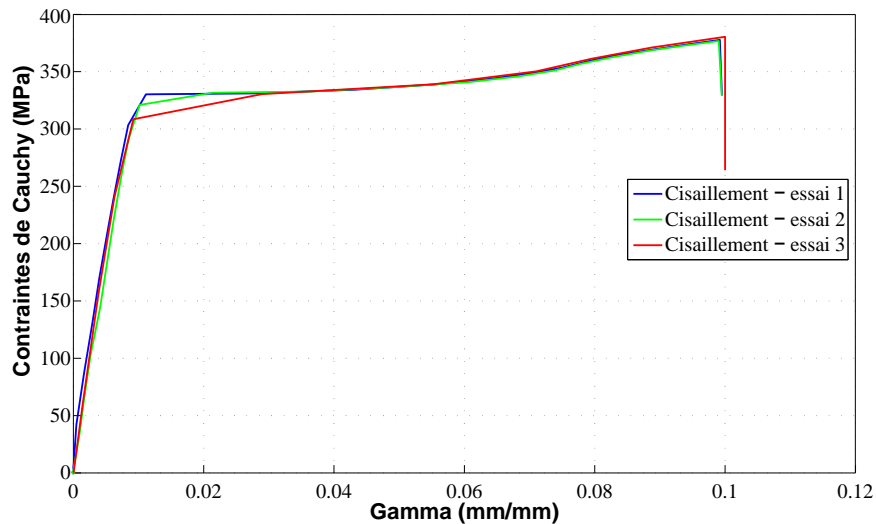
Representation of the evolution of displacement along the axis of shear test on a central area during a cyclic test.



## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

En ramenant ce déplacement à la largeur utile  $l$  de l'éprouvette, on obtient alors la déformation locale de chacun des points de la grille virtuelle utilisée lors de l'analyse. L'analyse d'images numériques permet également de mettre en évidence les défauts liés aux jeux de la machine. En effet, la détermination locale de la déformation en cisaillement obtenue par analyse d'images révèle la présence de jeux dans le montage par des écarts importants avec la déformation globale évaluée à partir de la mesure du déplacement de l'extensomètre (*cf.* figure 2.3.15). Exploiter les résultats issus de l'analyse d'images permet donc de passer outre les jeux du système.

La vitesse de déformation  $\dot{\gamma}$  appliquée pour ces essais est de  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . La déformation  $\gamma$  est calculée dans la zone centrale de l'éprouvette pour éviter l'hétérogénéité apparaissant sur les bords de l'éprouvette. La composante de cisaillement du tenseur des contraintes de Cauchy  $\sigma_{12}$  se déduit de la mesure de l'effort de cisaillement  $F$  et est définie par la relation  $\sigma_{12} = F/S_0$ , la section  $S_0$  étant constante pendant l'essai. Les résultats des essais de cisaillement monotone dans la direction du laminage sont représentés sur la figure 2.3.17. Ils montrent une très bonne répétabilité des essais.



*Fig. 2.3.17: Répétabilité des essais de cisaillement monotone dans la direction de laminage.  
Repeatability of monotonic shear tests in the rolling direction.*

### Essais de cisaillement cyclique

Des essais de cisaillement cyclique ont été également réalisés de façon à mettre en évidence l'effet Bauschinger et déterminer les paramètres d'écrouissage cinématique correspondants (figure 2.3.18). Ces essais sont réalisés dans la direction de laminage et composés d'un cycle de charge-décharge jusqu'à différentes valeurs finales de déformations. Le pilotage de ces différents

essais est effectué par un contrôle du déplacement de la traverse (figure 2.3.15). En raison des nombreuses pièces mécaniques mobiles du dispositif, la déformation de l'éprouvette engendrée par le déplacement de la machine est difficile à contrôler. Les inversions de charge interviennent pour deux valeurs choisies de déformation  $\gamma = 0,1$  et  $\gamma = 0,18$ . Par la suite, la capacité de la cellule de charge de la machine de traction a limité les essais.

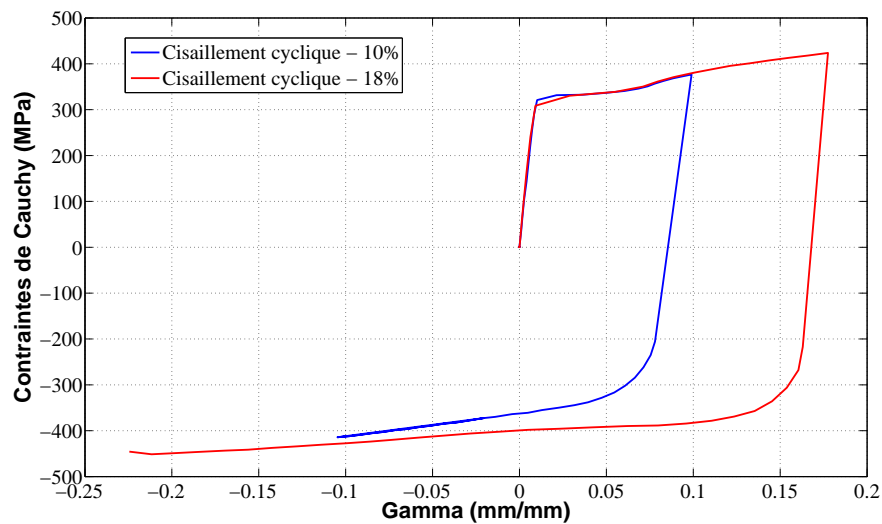


Fig. 2.3.18: Essais de cisaillement cyclique par rapport à la direction de laminage.  
Cyclic shear tests in the rolling direction.

Les résultats des essais de cisaillement cyclique ont permis de mettre en évidence l'effet Bauschinger sur le matériau étudié. En effet, la contrainte atteinte à la fin du chargement est supérieure à la limite d'élasticité de la recharge. Ces essais constituent la base de données expérimentales pour l'identification des paramètres de l'écrouissage cinématique.

## 2.4 Conclusion

Dans ce chapitre, la méthode de caractérisation à 25°C pour différentes vitesses de déformation sur un intervalle allant de  $1 \times 10^{-3}/s$  à  $4 \times 10^2/s$  a été présentée.

Le module d'Young a été déterminé suivant différentes méthodes : (i) par essai mécanique de traction en réalisant des cycles de chargement - déchargement et en déterminant les déformations à partir d'un extensomètre, (ii) par mesure du temps de vol d'ondes ultrasonores et (iii) par mesure du signal de vibration en flexion. Cette dernière méthode est privilégiée sur le matériau brut pour sa mesure au cœur du matériau. Lors des cycles de chargement - déchargement, une décroissance du module d'Young a été observée sur des éprouvettes pré-déformées à

## 2. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA VITESSE DE DÉFORMATION

---

des déformations plastiques croissantes. À partir de ces essais cycliques, une loi d'évolution a été déterminée en fonction de la déformation plastique.

Pour caractériser le comportement plastique, l'essai de traction uniaxiale est choisi car il permet de mettre en exergue indépendamment chacun des effets étudiés (vitesse de déformation et température). La détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images de la surface d'une éprouvette a été privilégiée par rapport à un extensomètre pour permettre une étude des champs complets de déformation. L'essai de cisaillement est également utilisé pour mettre en évidence l'effet Bauschinger afin de déterminer les paramètres de l'écrouissage cinématique. La vitesse de déformation maximale atteinte par une machine de traction classique étant de l'ordre de  $10^{-1}/s$ , le dispositif des barres d'Hopkinson est utilisé pour les grandes vitesses de déformation jusqu'à  $4 \times 10^2/s$ .

Des essais ont donc été réalisés en suivant ce protocole pour des vitesses de déformation allant de  $1 \times 10^{-3}/s$  à  $4 \times 10^2/s$ . Lors des essais en traction, des instabilités ont été observées : (i) les bandes de Piobert-Lüders au début de l'essai et (ii) une localisation de la déformation. En ce qui concerne la localisation, les contraintes ont été corrigées par la correction de Bridgman - Le Roy ce qui permet d'atteindre jusqu'à 50 % de déformation maximale pour les valeurs de la courbe de référence qui servira dans les codes éléments finis. Ces essais ont également permis de vérifier la faible influence de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau étudié sur l'intervalle de vitesses compris entre  $1 \times 10^{-3}/s$  et  $4 \times 10^2/s$ , ainsi qu'une anisotropie du matériau.

Après une caractérisation mettant en avant la sensibilité du comportement de l'acier C68 à la vitesse de déformation, le chapitre suivant est consacré à l'étude de la sensibilité à la température pour un intervalle de températures compris entre  $25^{\circ}C$  et  $720^{\circ}C$ .

## Chapitre 3

# Détermination de la sensibilité du comportement mécanique du matériau à la température

La mise en forme de pièces en acier dur nécessite de chauffer la pièce à former. Ce chauffage entraîne donc l'apparition d'un paramètre supplémentaire à prendre en compte au niveau des conditions de chargement qui est la température. Son rôle dans les procédés de mise en forme incrémentaux a été abordé dans la sous-section [1.1.4](#). La température affecte les comportement élastique et plastique du matériau. Les effets de la température sur le module d'Young, l'anisotropie et l'écrouissage isotrope sont donc étudiés dans ce chapitre.

Pour être dans des conditions les plus proches possibles de celles imposées par le procédé de mise en forme étudié, les moyens de caractérisation doivent être adaptés pour appliquer les mêmes sollicitations. Cela signifie ici qu'il faut rester dans les plages de température du procédé lors des essais d'où la nécessité d'une caractérisation du matériau dans un intervalle de températures compris entre  $25^{\circ}C$  et  $720^{\circ}C$ .

La pratique d'essais à température élevée est source de difficultés expérimentales supplémentaires. La première porte sur l'utilisation d'un dispositif de chauffage permettant d'exercer un chauffage ciblé et contrôlé sur une surface donnée d'un échantillon métallique. Une seconde difficulté a trait à la mesure des déplacements d'un échantillon chauffé soumis à un effort mécanique.

La première partie de ce chapitre est dédiée au rappel des conditions de chargement du procédé industriel et à la technique utilisée pour le chauffage des pièces avant l'opération de fluotournage.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à l'identification des paramètres de la loi de comportement élastique en fonction de la température.

La troisième partie de ce chapitre décrit la stratégie mise en place pour réaliser une campagne d'essais de caractérisation permettant d'étudier le comportement plastique d'un matériau soumis à une sollicitation thermo-mécanique. Les résultats expérimentaux obtenus sont présentés pour la plage de températures comprises entre 25°C et 720°C. Une analyse est effectuée quant à l'évolution de l'anisotropie et des bandes de Piobert-Lüders en fonction de la température.

## 3.1 Analyse des conditions de chargement imposées

Dans le procédé industriel, la pièce à former subit préalablement un chauffage réalisé par induction. Celui-ci permet un chauffage rapide en quelques secondes qui maintient la pièce à la température souhaitée, 720°C d'après les explications données dans la sous-section 1.1.5. Le contrôle de la température devant être aussi rapide que le chauffage, l'utilisation de thermocouples n'est pas possible. La solution industrielle choisie est donc la pyrométrie infrarouge. Le pyromètre est un dispositif instrumental de mesure de la température sans contact. Le principe de fonctionnement est fondé sur la mesure des radiations infrarouges émises par l'objet chauffé.

## 3.2 Étude du domaine thermo-élastique : identification du module d'Young en fonction de la température

### 3.2.1 Dispositif technique pour la caractérisation du comportement thermo-élastique du matériau

Une méthode utilisée pour déterminer le module d'Young d'un matériau consiste à réaliser un essai de traction (*cf.* sous-section 2.2.3.1). Cependant, pour cette étude, le choix s'est porté sur l'utilisation de la technique d'excitation par impulsion pour des raisons citées précédemment (*cf.* sous-section 2.2.4). L'identification du module d'Young par cette méthode a donné une valeur de 216,8 GPa à 25°C. Son évolution avec la température est essentielle pour une modélisation précise du retour élastique dans un procédé de mise en forme incrémentale à température élevée. Cette technique est particulièrement adaptée à une caractérisation en fonction de la température [47].

L'évolution du module d'Young en fonction de la température est déterminée de la manière suivante d'après la norme relative à la technique d'excitation par impulsion [2] :

$$E(T) = E_0 \left( \frac{f_T}{f_0} \right)^2 \left[ \frac{1}{1 + \alpha_m (T - T_0)} \right] \quad (3.1)$$

où  $f_T$  est la fréquence de résonance de l'échantillon à une température  $T$  et  $T_0$  une constante correspondant à la température ambiante. Les valeurs du coefficient d'expansion thermique  $\alpha_m$  sont extraites de la littérature (cf. tableau 1.2).

### 3.2.2 Résultats expérimentaux thermo-élastiques

Une série de mesures a été effectuée sur un dispositif expérimental permettant l'utilisation de la technique d'excitation par impulsion pour des températures comprises entre 25°C et 800°C (cf. figure 3.2.1 (a)). Le système de fixation sur lequel l'échantillon est placé dans un four empli d'une atmosphère classique (cf. figure 3.2.1 (b)). L'échantillon est chauffé à la vitesse de 240°C/h jusqu'à 800°C, puis maintenu à cette température pendant 6 min avant d'être refroidi à l'air ambiant. Pendant l'essai, les données ont été enregistrées toutes les 2 min. Les échantillons utilisés pour cette étude ont comme dimensions 34,53 mm × 10,01 mm × 1,51 mm, qui sont identiques à celles des échantillons utilisés à 25°C.

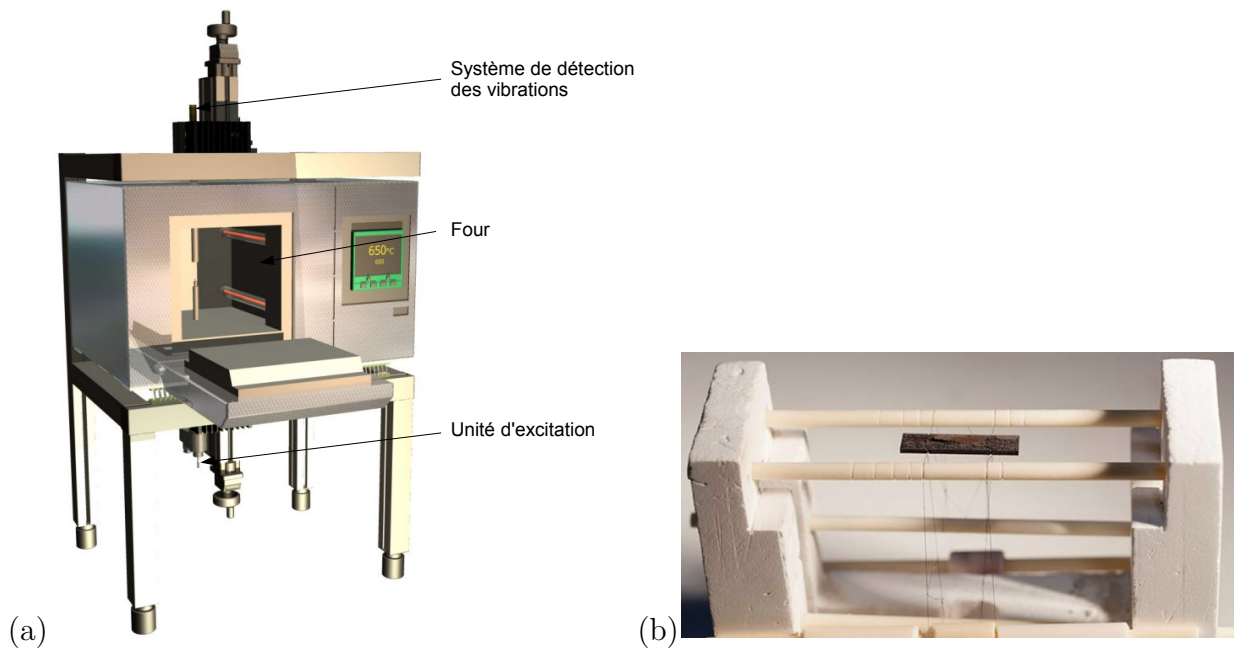


Fig. 3.2.1: (a) Dispositif expérimental d'excitation par impulsion pour une caractérisation thermo-élastique, et (b) système de fixation pour l'échantillon.

(a) Experimental setting of the impulse excitation technique for a thermo-elastic characterization, (b) mounting bracket for the specimen.

La figure 3.2.2 représente l'évolution du module d'élasticité en fonction de la température pour la phase de chauffage et pour la phase de refroidissement. Le module d'élasticité présente une

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

décroissance monotone lorsque la température augmente jusqu'à 800°C. De 700°C à 800°C, le changement de phase du matériau induit une décroissance plus accentuée. Le module d'élasticité décroît de 216,8 GPa à 25°C jusqu'à 125,9 GPa à 800°C. À la fin de l'essai, à la sortie de l'enceinte thermique, un début d'oxydation est observé sur la surface de l'échantillon (*cf.* figure 3.2.1 (b)). Des travaux récents [47] ont montré que les effets d'oxydation ont un effet négligeable sur les mesures.

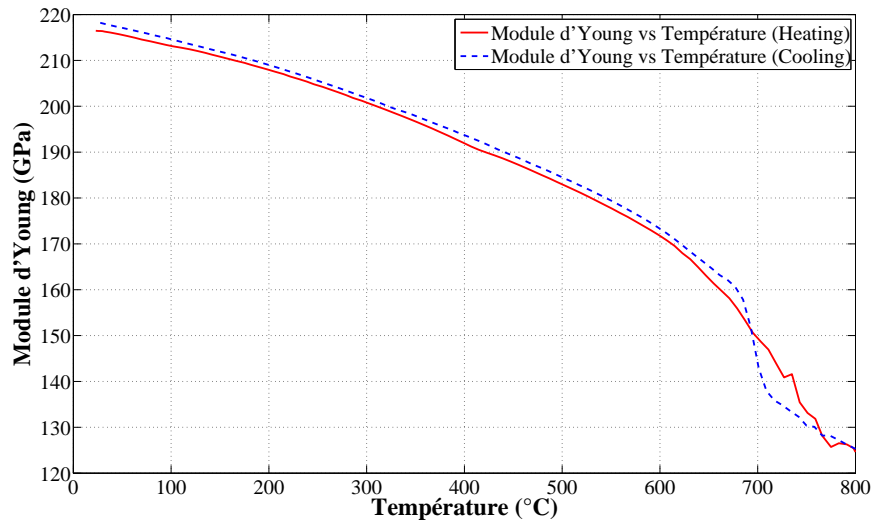


Fig. 3.2.2: Représentation de la dépendance du module d'Young du C68 en fonction de la température pour la phase de chauffage et pour la phase de refroidissement.

*Young's modulus of the C68 steel as a function of temperature during heating and cooling.*

#### Discussion sur la variation du module d'élasticité en fonction de la température

Pour expliquer cette dépendance à la température, il est nécessaire de considérer l'origine physique du module d'élasticité et son lien avec les énergies de cohésion des liaisons fortes (*cf.* annexe B). L'énergie de cohésion des liaisons fortes (ou potentiel interatomique) est égale à la somme des énergies moyennes des liaisons présentes (covalentes, métalliques,...).

Excepté au zéro absolu (situé à  $-273^{\circ}\text{C}$ ), les atomes sont constamment animés de mouvements de faible amplitude autour de leurs positions d'équilibre. La figure 3.2.3 (a) illustre un exemple de la représentation type de l'énergie de cohésion entre deux atomes en fonction de leur distance interatomique. Cette représentation est aussi appelée « courbe de Condon-Morse ». Elle permet de constater que les variations de l'énergie de cohésion en fonction de la position atomique ne sont pas symétriques autour de son minimum  $d_0$ . Il en résulte que la force de répulsion entre deux atomes qui s'attirent est plus importante que la force d'attraction entre deux atomes qui se repoussent (*cf.* figure 3.2.3 (b)). L'asymétrie de la courbe de Condon-Morse permet de comprendre physiquement le phénomène de dilatation thermique. En effet, lors d'une élévation

de température, les vibrations des atomes se font avec une amplitude plus grande dans le sens de la répulsion que dans le sens de l'attraction. C'est ce que l'on appelle la dilatation thermique. Chaque atome occupant un espace moyen plus grand, les dimensions de l'objet augmentent (environ  $12 \mu m$  par mètre sur la longueur et par degré Celsius pour le fer). Si l'on pousse ce phénomène à l'extrême, les forces de liaison s'effondrent et l'empilement atomique est rompu : c'est la fusion.

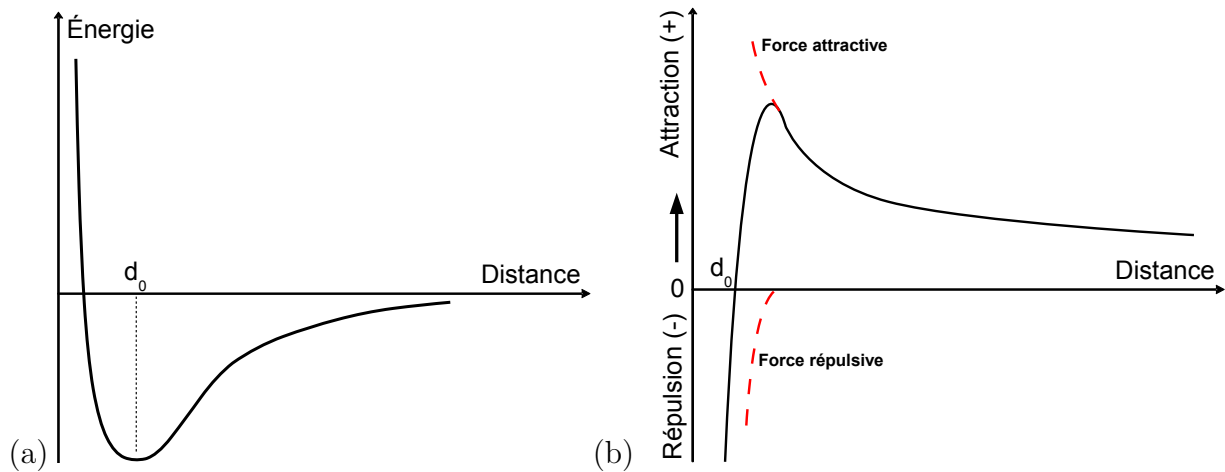


Fig. 3.2.3: (a) Représentation de l'énergie de cohésion des liaisons fortes entre deux atomes fonction de leur distance interatomique et (b) force de liaison correspondante.

(a) Illustration of the covalent binding energy between two atoms as a function of interatomic distance and (b) corresponding bond strength.

On peut donc en conclure que les variations de l'énergie de cohésion des liaisons fortes en fonction de la température jouent un rôle important dans celles du module d'Young. Il faut cependant garder à l'esprit que de nombreux atomes sont retenus les uns aux autres par des liaisons mixtes qui combinent plusieurs sortes de liaisons élémentaires. Ce phénomène ne peut donc pas simplement s'expliquer en étudiant uniquement les effets de la température sur l'énergie de cohésion des liaisons fortes entre deux atomes. Il faudrait considérer l'ensemble des liaisons pour avoir une explication rigoureuse et précise de la dépendance du module d'élasticité avec la température.

### 3.3 Caractérisation thermo-plastique du comportement mécanique

L'adaptation du protocole de caractérisation présenté dans le chapitre 2 pour des essais à différentes températures requiert l'utilisation d'équipements supplémentaires. Afin de modéliser le comportement du matériau dans un domaine de température, la caractérisation n'est pas



uniquement réalisée à 720°C mais sur l'ensemble de l'intervalle de températures compris entre 25°C et 720°C.

#### 3.3.1 Dispositif de chauffage

Pour chauffer une éprouvette à des températures comprises entre 25°C et 720°C de manière homogène, plusieurs dispositifs expérimentaux peuvent être utilisés [64] comme les enceintes thermiques (chauffage par effet joule), le chauffage par rayonnement infrarouge, les systèmes de chauffage ohmique ou de chauffage par induction.

Les enceintes thermiques et le rayonnement infrarouge sont capables de chauffer au degré près un échantillon mais avec une faible vitesse de chauffe et de refroidissement (quelques °C/min) due à la grande inertie thermique de la chambre. L'acquisition d'images numériques est pénalisée par l'ensemble du dispositif situé entre l'échantillon et l'appareil photographique. Sur ces dispositifs, la mesure des déplacements se fait donc par une technique de mesure avec contact (extensomètres, jauges de déformations spécifiques).

Les systèmes de chauffage ohmique et par induction sont capables d'un chauffage rapide (pouvant atteindre 800°C/s pour les plus puissants), mais dans ce cas le contrôle précis de la température de la surface de l'échantillon peut poser problème si l'acquisition de celle-ci n'est pas assez rapide. Ce type de système de chauffage permet l'utilisation d'une technique optique de détermination des déformations, mais aussi d'un extensomètre ou des jauges.

Le système de chauffage par induction a donc été choisi pour 3 raisons : (i) c'est le système utilisé industriellement pour l'opération de chauffage (*cf.* sous-section 3.1), (ii) l'échantillon n'est pas enfermé dans une chambre et permet l'utilisation d'une caméra si l'on souhaite pratiquer une détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images, (iii) le système permet un chauffage rapide si l'acquisition de la température l'est aussi.

#### 3.3.2 La détermination des champs de déplacement à températures élevées

Réaliser une détermination précise des champs de déplacement de la surface d'un échantillon chaud soumis à un effort mécanique est l'une des principales difficultés à résoudre. Les techniques de mesure avec contact requièrent des adaptations pour résister à la température élevée induite par conduction par l'échantillon. Une solution optique est sans doute plus adaptée à cet

emploi. Elles sont malgré tout sensibles aux effets des dégagements de chaleurs (rayonnements parasites, agitation de l'air ambiant).

Si des techniques de mesure avec contact sont utilisées, les déplacements de la surface d'un échantillon à haute température sont évalués par des jauges de déformation spécifiques et des extensomètres en céramique coûteux. Cependant, ces équipements ne peuvent déterminer qu'une mesure moyenne du déplacement dans une zone spécifique et ne sont donc pas appropriés à la détermination des champs de déplacement contrairement aux techniques optiques qui comblent ces lacunes.

Dans la littérature, différentes techniques optiques incluant les jauges interférométriques [80], les extensomètres vidéo [99, 100], l'interférométrie [52, 66, 25], la corrélation laser de Speckle [4], la corrélation d'images numériques [56, 29, 64], ont été proposées pour la détermination des déplacements à haute température. Certaines de ces techniques, comme l'extensomètre vidéo utilisé par Volkl *et al.* [99, 100] et la corrélation laser de Speckle établit par Anwander *et al.* [4] sont capables d'évaluer des déplacements à des températures de l'ordre de  $1200^{\circ}\text{C}$ .

Lyons *et al.* [56] ont réussi à déterminer les champs de déplacement d'un alliage *Inconel 718* jusqu'à une température de  $704^{\circ}\text{C}$  par corrélation d'images. La méthode est reprise par Liu *et al.* [50, 51] pour caractériser les alliages *718* et *800* à haute température. En 2010, Pan *et al.* [64] ont également déterminé les champs de déplacement à partir d'images numériques pour étudier la dilatation thermique des métaux et des alliages sur une plage de températures allant de  $25^{\circ}\text{C}$  à  $550^{\circ}\text{C}$ . Une méthode de détermination sans contact des champs de déplacement à haute température a été établie en combinant un chauffage par rayonnement infrarouge et une caméra numérique pour l'acquisition d'images numériques. Les résultats expérimentaux ont montré qu'un système d'imagerie optique ordinaire est capable d'évaluer les champs de déplacement de métaux à des températures inférieures à  $600^{\circ}\text{C}$ .

La détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images de la surface d'un échantillon pour des essais à différentes températures a encore une fois été privilégiée pour les mêmes raisons qu'à température ambiante (*cf.* sous-section 2.3.3.1). Cependant, les précédents travaux sur la détermination des champs de déplacement à températures élevées par des techniques optiques sont limités. Il n'y a pas de méthode universelle adoptée par tous quant à la mise en œuvre du dispositif d'acquisition d'images. Chaque auteur a proposé une méthode différente les unes des autres dont l'une des principales particularités vient de la technique de marquage employée.

#### 3.3.3 Technique de marquage

Lorsque l'on souhaite utiliser une corrélation d'images appliquée à la surface d'un échantillon métallique, la qualité du marquage de celle-ci est un paramètre essentiel pour (i) évaluer des déformations représentatives de celle de la pièce et non de celle du motif, (ii) avoir des images non bruitées, (iii) disposer d'une distribution de niveau de gris hétérogène et discriminante pour que le facteur de corrélation puisse être calculé dans de bonnes conditions en chaque point de la grille virtuelle. Des tests préliminaires ont été effectués afin de valider une technique de marquage capable de résister à une température de 720°C sans altération. Ces tests ont confirmé que les peintures classiques brûlent à partir d'une centaine de degrés (ce qui n'est pas surprenant). Les tests effectués avec de la peinture dite « résistante » à haute température ne se sont pas montrés concluants non plus. Celle-ci adhère mal aux éprouvettes et forme un mélange grisâtre au lieu d'un mouchetis propre composé de taches noires et blanches distinctes dès que la température s'élève trop. Il faut donc trouver une alternative aux marquages par peinture capable de supporter une température élevée.

Sharpe *et al.* [81] ont mis en place une grille de déformation à base de lignes d'or. Un laser est alors utilisé pour illuminer ces lignes afin que la lumière réfléchie crée des franges d'interférences produisant un motif. Pour des essais à différentes températures, la couleur et l'intensité du laser dépendent de la température de l'échantillon. Cela nécessiterait donc un laser différent pour chaque température étudiée. Cette méthode donne des résultats très précis mais elle est compliquée à mettre en œuvre et donne une valeur moyenne des déplacements (à l'instar d'un extensomètre). Elle est limitée par la température de fusion de l'or fixée à 1065°C.

Vökl et Fischer [99] ont utilisé des marques géométriques sur les bords de leurs échantillons. Ces marques sont directement incluses à la géométrie des échantillons pendant leur préparation. L'essai est ensuite filmé par une caméra numérique afin d'obtenir un suivi des marques par analyse des images. Cette méthode a l'avantage de ne pas être limitée en température mais elle ne donne qu'une valeur moyenne des déplacements de la zone limitée par les marques géométriques.

Lors d'essais à température élevée (700°C), Lyons et Lui [56, 50, 51] ont utilisé un mouchetis à base d'oxyde d'aluminium et de nitrure de bore revêtu de céramique. Mais il s'agit dans ce cas de mesurer le coefficient d'expansion thermique. Aucun chargement mécanique n'est appliqué sur les éprouvettes.

Pan *et al.* [64] ont réalisé un mouchetis à base d'oxyde de cobalt noir mélangé à un liquide adhésif inorganique capable de résister à des températures allant jusqu'à 1100°C mais sans sollicitations mécaniques.

En 2009, Grant *et al.* [29] utilisent la détermination des déformations à partir d'images numériques de la surface d'éprouvettes sans mouchetis ni marquage quelconque. Ils obtiennent ce résultat en filtrant les radiations infrarouges émanant de l'échantillon et en utilisant un éclairage bleu (longueur d'onde comprise entre 420 et 480 nm). La technique donne des résultats précis jusqu'à 1100°C. Cependant elle est uniquement employée pour mesurer le coefficient thermique d'expansion et les déformations finales obtenues n'excèdent pas 2 %.

Ces travaux montrent que l'utilisation d'oxydes est une piste intéressante pour la création de marquages résistants à de fortes températures. Cependant, ce type de marquage a uniquement été utilisé pour la détermination de coefficients d'expansion thermique. La tenue d'un tel marquage soumis à un effort mécanique n'a pas été vérifiée.

Le marquage électrochimique est une technique de marquage par oxydation. Ce procédé provoque un marquage généralement de couleur noire, qui peut être obtenu sur tous les métaux ferreux et la plupart des métaux non-ferreux. Le marquage est obtenu en quelques secondes (entre 1 et 3 selon l'oxydation voulue) par l'intermédiaire d'un générateur fournissant un courant de basse tension. Un stencil portant le dessin du marquage désiré est appliqué sur la pièce à marquer. Le marquage forme une couche oxydée de quelques microns à la surface de la pièce qui ne peut être enlevée que par abrasion. Elle est donc représentative du comportement de la surface de l'échantillon pendant l'essai.

#### 3.3.4 Mise en œuvre des essais à différentes températures

Afin de valider le dispositif expérimental de chauffage par induction pour des essais à différentes températures, des essais préliminaires sont nécessaires concernant : (i) la tenue du marquage électrochimique sur une éprouvette soumise à un effort mécanique, (ii) l'homogénéité de la température sur la zone utile.

Le dispositif de marquage électrochimique, distribué par la société *AGICOM*, comprend un générateur *ME3000S* de la marque *METALETC*H équipé d'une tête de marquage en graphite avec réservoir d'électrolyte pour acier. Pour réaliser un marquage, il est nécessaire de déposer sur la surface de l'éprouvette un stencil comportant le motif d'une grille de déformation. Le problème du choix de la trame et de la taille de cette grille se pose alors. Les cercles disjoints sont faciles à analyser mais peuvent présenter un inconvénient si la striction se fait entre deux cercles. Les cercles entrelacés suppriment cet inconvénient mais l'analyse par les logiciels de corrélation d'images est délicate. Après quelques essais avec une sélection de grilles différentes, la solution des cercles disjoints est choisie pour maximiser le contraste et pour sa bonne compatibilité avec le logiciel de corrélation.

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

---

Le stencil utilisé pour le marquage des éprouvettes représente donc une grille de cercles pleins de 1 mm de diamètre espacés verticalement et horizontalement d'un entraxe de 2 mm. Une grille de ce type est représentée sur la figure 3.3.1 (a). Avec cette technique, le spectre des niveaux de gris est moins étendu que pour les mouchetis avec peinture (cf. figure 3.3.1 (b)). Cette méthode présente l'avantage d'une mise en œuvre sur la tôle très rapide.

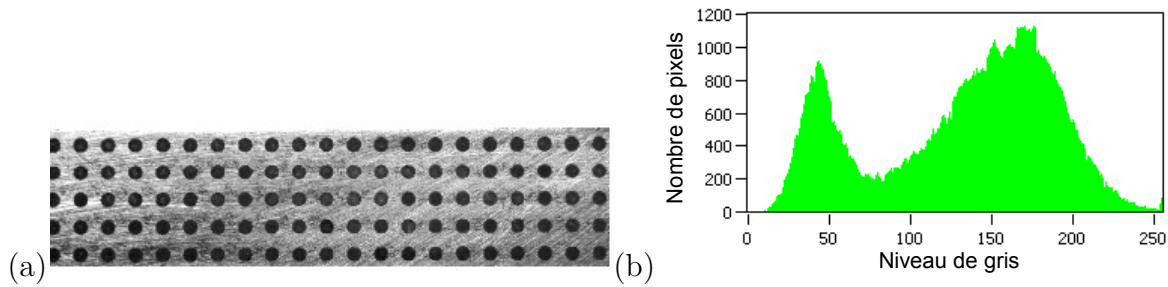


Fig. 3.3.1: (a) Grille de déformation électrochimique sur une éprouvette et (b) Spectre des niveaux de gris associé à ce type marquage.

(a) Pattern on the surface of the specimen and (b) grey level distribution histogram on a sample surface using electrochemical marking.

Des essais préliminaires ont alors été conduits à 720°C sur des éprouvettes marquées par oxydation. Le marquage n'a pas été dégradé par le chauffage et la corrélation d'images appliquée à l'ensemble des images des essais a permis de déterminer les déformations de la surface des éprouvettes. La technique du marquage électrochimique est donc validée pour la réalisation d'essais à différentes températures. Il convient désormais de vérifier l'homogénéité du chauffage sur la zone utile d'une éprouvette.

L'homogénéité de la température a été vérifiée à l'aide d'une caméra thermique à différentes températures sur une plage comprise entre 25°C et 720°C sur la zone utile d'une éprouvette, ainsi que sur une zone plus réduite. Les essais de traction effectués ensuite ont montré des résultats similaires. Le comportement découlant de ces résultats n'est donc pas dépendant de la zone chauffée et représente bien le comportement de la zone la plus chaude.

Le dispositif expérimental pour des essais à différentes températures est monté sur une machine de traction. Le schéma de la procédure expérimentale est donné sur la figure 3.3.2 (b).

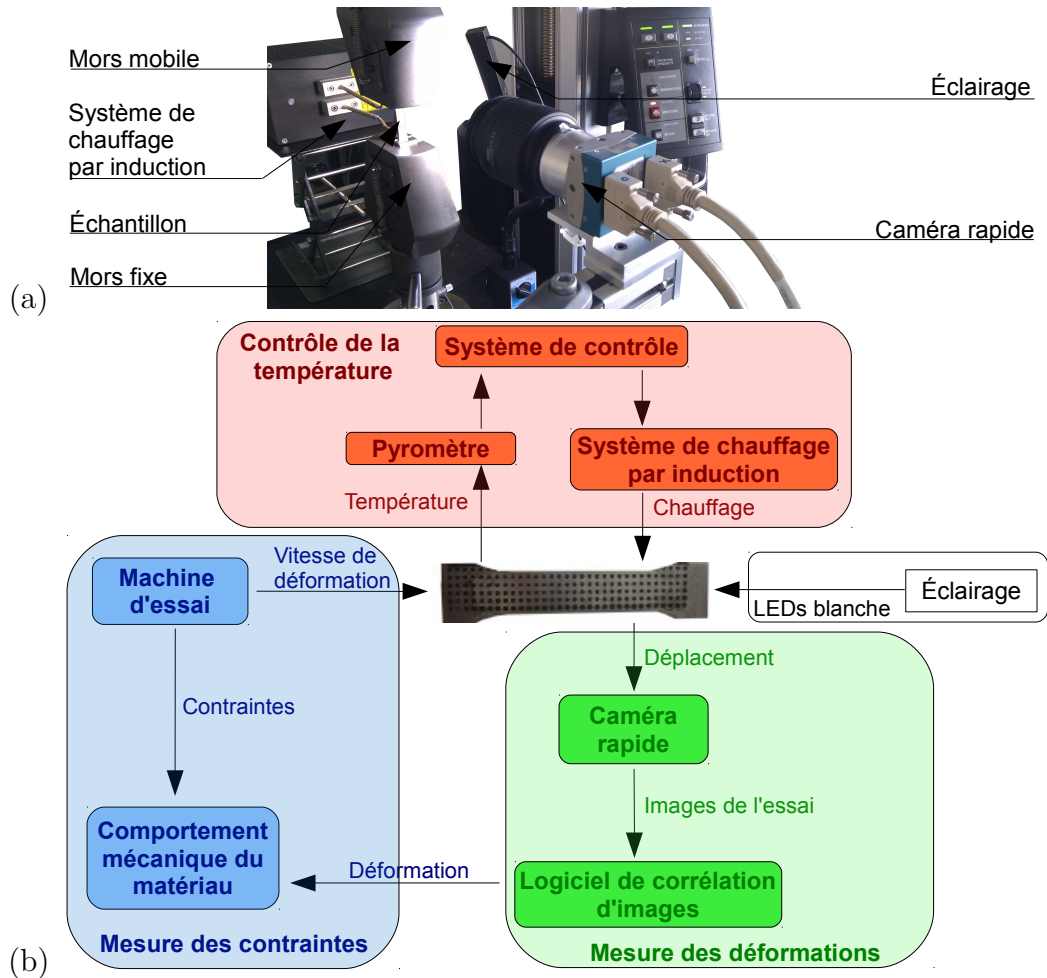


Fig. 3.3.2: (a) Schéma et (b) synoptique du dispositif expérimental de l'essai de traction à différentes températures.

(a) Experimental setup and (b) synoptic of the experimental configuration in the case of uniaxial tensile tests at different temperatures.

Le système de chauffage, distribué par la société *CEIA* dispose d'une puissance de  $6\text{ kW}$  et permet de chauffer un échantillon jusqu'à des températures de  $900^{\circ}\text{C}$  pour les aciers et  $500^{\circ}\text{C}$  pour les aluminiums. La tête de l'inducteur, présentée classiquement sous la forme d'une spirale, se compose ici d'un élément parallélépipédique placé derrière l'échantillon. La face avant est donc libre pour l'utilisation d'une caméra rapide permettant de filmer l'essai.

Le contrôle de la température (cf. figure 3.3.2 (b)) est assuré par un pyromètre *IMPAC IPE 140* placé devant l'échantillon. L'homogénéité de la chauffe et son maintien sont assurés par une centrale de commande reliée au pyromètre. La plage de lecture de ce pyromètre est comprise en  $30^{\circ}\text{C}$  et  $1200^{\circ}\text{C}$ .

Le tableau 3.1 présente la température mesurée par le pyromètre pour certaines températures de référence. On en a déduit sa précision  $\Delta T$  expérimentale (différence entre la valeur affichée

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

et la température de référence) que l'on peut comparer à sa précision théorique provenant de la documentation. Ces mesures ont été obtenues avec un corps noir d'une émissivité de 0,99. Les résultats montrent une bonne précision expérimentale en accord avec la documentation.

Temperature (°C)	Température d'après IPE 140 (°C)	$\Delta T$ (°C)	$\Delta T$ théorique (°C)
70	72,7	2,7	2,5
150	150,3	0,3	2,5
260	257,4	2,6	2,5
500	497,4	2,6	3
781	780,7	0,3	4,1

Tab. 3.1: Précision  $\Delta T$  (expérimentale et théorique) du pyromètre IPE 140 pour quelques températures. Accuracy  $\Delta T$  (experimental and theoretical) of the pyrometer IPE 140 for some temperatures.

À partir d'une certaine température, tout matériau émet un rayonnement visible par une caméra numérique. Plus un corps chauffe et plus il devient rayonnant. C'est pourquoi on observe l'apparition d'un rayonnement infrarouge à partir de  $450^{\circ}\text{C}$  (cf. figure 3.3.3 gauche) qui altère les images. L'utilisation d'un filtre placé devant la caméra est nécessaire pour bloquer ce rayonnement (cf. figure 3.3.3 droite). Le filtre choisi pour les essais est un *Schott KG-5*, permettant de faire passer intégralement le spectre visible de lumière ( $400\text{ nm} - 700\text{ nm}$ ) et bloquant les ondes dont la longueur d'onde est supérieure à  $1100\text{ nm}$  comme le montre la figure 3.3.4.

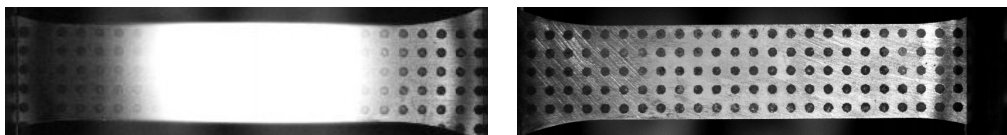
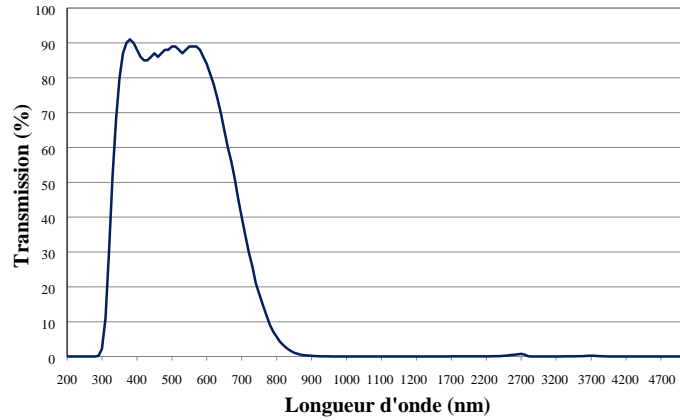


Fig. 3.3.3: Éprouvette de C68 émettant un rayonnement infrarouge à  $720^{\circ}\text{C}$  (à gauche), rayonnement filtré à  $720^{\circ}\text{C}$  (à droite).

Infrared radiation in a C68 specimen at  $720^{\circ}\text{C}$  (on the left), filtered radiation at  $720^{\circ}\text{C}$  (on the right).





*Fig. 3.3.4: Courbe de blocage des ondes lumineuses du filtre KG – 5.  
Coating curve for KG – 5 heat absorbing glass.*

### 3.3.5 Résultats des essais de traction quasi-statique à différentes températures

Des essais de traction ont été réalisés à 5 températures différentes pour déterminer la sensibilité du matériau à la température : 175°C, 350°C, 450°C, 550°C et 720°C. La figure 3.3.5 présente les courbes nominales du matériau étudié pour ces températures à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Jusqu'à 175°C, la contrainte seuil d'écoulement diminue (*cf.* sous-section 1.1.4). On fait un constat opposé dans l'intervalle de températures compris entre 175°C et 350°C. Cette évolution est plus nette sur la figure 3.3.6 où les contraintes correspondant à une déformation de 10 % sont reportée en fonction de la température de l'essai. Ce constat est typique d'un phénomène de vieillissement dynamique.

Le phénomène du vieillissement dynamique apparaît pendant la déformation plastique d'un matériau sous certaines conditions de vitesse de déformation et de température. Les travaux publiés sur le sujet montre que la résistance à la traction et la résistance à la fatigue [101, 69] sont augmentées par le vieillissement dynamique alors que l'allongement à la rupture [79, 102] est diminué.

On remarque une sensibilité négative à la température sur l'essai à 350°C. La zone chauffée est donc devenue plus résistante que la zone de raccordement de l'éprouvette, ce qui a engendré une rupture prématurée de celle-ci. Cette sensibilité négative est typique d'un phénomène de vieillissement dynamique.

À partir de 550°C, le comportement du matériau reprend une sensibilité classique à la température. On remarque sur la figure 3.3.5 que plus la température est élevée, plus la charge maximale



### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

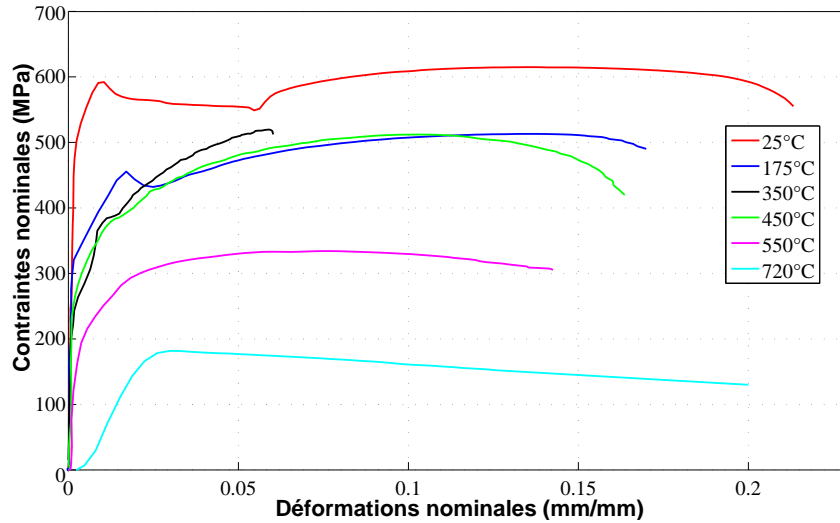


Fig. 3.3.5: Courbes nominales de traction du C68 pour différentes températures à la vitesse de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Stress/strain curves of the C68 steel at different temperature with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ .

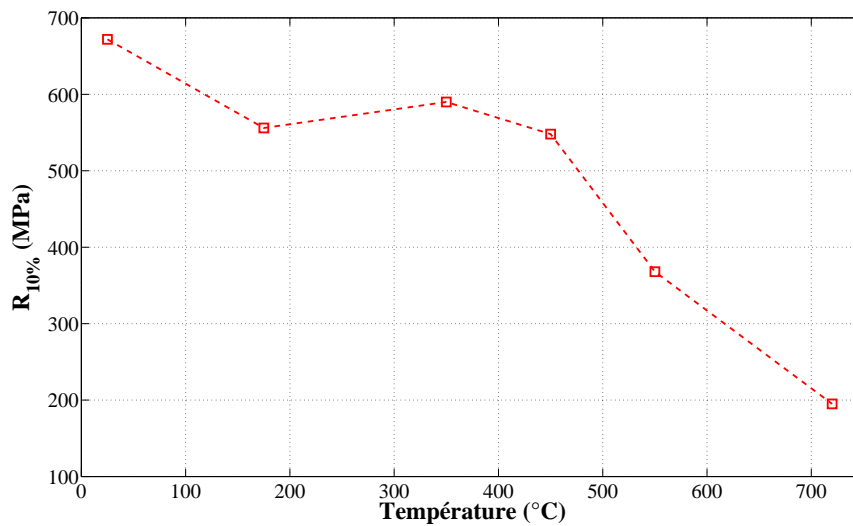


Fig. 3.3.6: Effet de la température sur la contrainte équivalente du C68 à 10 % de déformation,  $R_{10\%}$ , à la vitesse de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Effect of temperature on the equivalent stress of the C68 steel at 10 % of plastic strain,  $R_{10\%}$ , with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ .

apparaît rapidement, il y a donc localisation de la déformation plastique (cf. annexe F). La correction de Bridgman - Le Roy est donc indispensable pour obtenir un comportement plus précis du matériau.

La correction de Bridgman - Le Roy est donc appliquée sur ces résultats. La figure 3.3.7 représente les nouvelles courbes de référence du C68 pour les températures suivantes : 175°C, 350°C, 450°C, 550°C et 720°C.

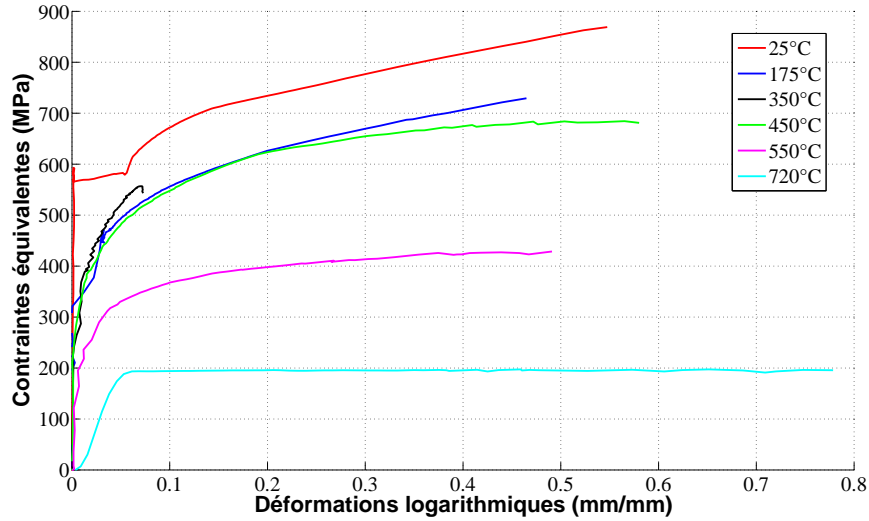


Fig. 3.3.7: Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes températures à la vitesse de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Stress/strain curves of the C68 with the Bridgman - Le Roy correction at different temperatures with a strain rate at  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Deux constats sont faits à partir des résultats présentés : (i) le comportement mécanique du matériau présente une importante sensibilité à la température qui est à prendre en compte dans la définition du modèle de comportement, et (ii) on note l'apparition d'une zone de sensibilité négative à la température entre 200°C et 450°C.

### 3.3.6 Essais dynamiques à différentes températures

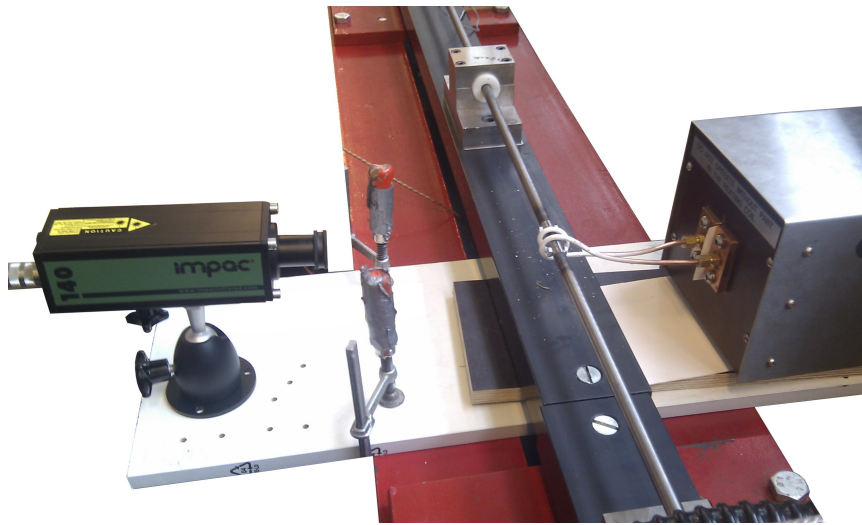
#### 3.3.6.1 Adaptation des barres d'Hopkinson pour des essais à hautes températures

Les essais sur barres d'Hopkinson ont été réalisés au laboratoire SIMLab à Trondheim, en Norvège. Le dispositif expérimental est présenté sur la figure 3.3.8 avec un chauffage de l'échantillon réalisé par induction et un contrôle de la température par pyrométrie.

Le système de chauffage par induction utilisé pour ces essais est d'une puissance de 5 kW, moins puissant que le système de CEIA utilisé pour les essais de traction précédents, mais suffisant étant donné les dimensions de la zone utile des éprouvettes testées sur les barres bien plus faibles. Le contrôle de la température est assuré par un pyromètre de marque IMPAC. La plage de lecture des températures de ce modèle IP 140 est comprise entre 160°C et 1200°C avec la même précision que celui utilisé précédemment, le IPE 140. Les déformations sont évaluées à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images de la surface de

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

---



*Fig. 3.3.8: Système de barres d'Hopkinson équipé pour des essais à différentes températures avec le système de chauffage par induction (à droite) et le pyromètre (à gauche).  
Split Hopkinson Tension Bar system equipped for high temperature tests with induction system (on the right) and a pyrometer (on the left).*

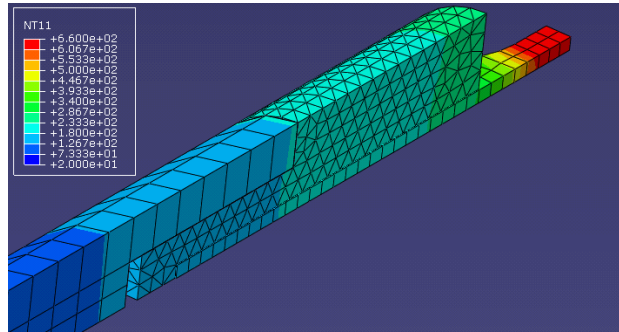
l'éprouvette. À partir de 450°C, le rayonnement infrarouge est filtré. La géométrie, la mise en place, et le maintien en position des éprouvettes sur les barres d'Hopkinson suivent la même procédure que celle présentée dans le chapitre précédent (cf. sous-section 2.3.4.2).

#### 3.3.6.2 Etude préliminaire : diffusion de la chaleur dans les barres d'Hopkinson

Avant de réaliser ce type d'essais en température, une meilleure connaissance de la diffusion de la chaleur dans les barres est utile. Une étude a été menée dont l'objectif était la détermination de l'évolution de la température au niveau du contact entre l'éprouvette et le système de fixation en fonction du temps de chauffe d'une éprouvette. Ces éléments sont collés à l'aide d'une colle à base de résine époxyde résistant jusqu'à 120°C. La question du respect de cette limite pendant la campagne d'essais se pose alors.

Des simulations numériques de diffusion de la chaleur dans les barres d'Hopkinsons ont donc été effectuées sous ABAQUS/STANDARD. Les éléments utilisés pour les transferts thermiques incluent la gestion de la diffusion, de la conduction et de la convection thermique. L'éprouvette et la barre (cf. figure 2.3.10) sont modélisées par des éléments tétraédriques à 8 nœuds (DC3D8) alors que le support est modélisé par des éléments hexaédriques à 4 nœuds (DC3D4). Au total, le modèle comporte 43 152 éléments : 142 pour l'éprouvette, 2 343 pour le support et 40 668 pour la barre. Un extrait de la géométrie du modèle utilisé pour la simulation numérique est donné sur la figure 3.3.9. Les propriétés thermiques du matériau étudié sont extraites de la base de données « SpringerMaterials » et déjà rappelées dans la sous-section 1.2.1 (cf. tableau 1.2).

On peut y voir une moitié de l'éprouvette, le support de fixation et une partie de la barre modélisée.



*Fig. 3.3.9: Extrait de la géométrie du modèle utilisé pour la simulation numérique.  
Extract of the geometry of the model used for the numerical simulation.*

La condition initiale de température est appliquée sur la zone utile de l'éprouvette (zone chauffée de couleur rouge sur la figure 3.3.9). Les multiples conductions (entre les différentes surfaces des pièces) ainsi que la convection (avec l'air ambiant) ont été modélisées comme des interactions dans le logiciel d'éléments finis. Les simulations numériques ont été lancées pour différentes températures jusqu'à 720°C. La figure 3.3.10 (a) et (b) présente respectivement les résultats de la simulation effectuée pour une température de 415°C et de 660°C. Les courbes représentées correspondent à l'évolution de la température au niveau de la zone utile de l'échantillon et au niveau d'une section type située à 25 mm de l'extrémité du support de fixation correspondant à la fin du filetage de cette pièce (*cf.* figure 2.3.10 (b)). Les résultats à 415°C montrent que la section type ne dépasse pas 120°C (température limite de résistance de la colle) lorsque la température de l'essai est atteinte dans la zone utile de l'éprouvette. Cependant, à 660°C, la température de la section type est supérieure à la limite de 120°C admise pour ce type de collage. D'après ces simulations numériques, un collage seul ne permettrait donc pas d'assurer la cohésion entre l'éprouvette et le système de fixation pour toute la plage de température. Cette observation justifie la création d'un système de fixation mécanique ajouté à l'ensemble éprouvette/système de fixation (*cf.* figure 2.3.10 (c)).

Une étude expérimentale a été menée afin de valider les résultats numériques de diffusion de la chaleur dans les barres lors du chauffage par induction d'un échantillon. La mesure de la température est réalisée par des thermocouples de type K fixés à différents endroits. Un premier thermocouple est fixé sur l'échantillon afin de contrôler sa température. Il sert de commande à l'essai. Un deuxième thermocouple est fixé à 25 mm de l'extrémité du système de fixation, correspondant à la section type utilisée lors des simulations numériques. Les figures 3.3.10 (a) et (b) présente les résultats expérimentaux de la diffusion de la chaleur dans les barres lorsqu'un échantillon est chauffé à 415°C et 660°C, respectivement. On vérifie que les résultats numériques sont conformes aux données expérimentales. Pour ces deux températures, on note des évolutions

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

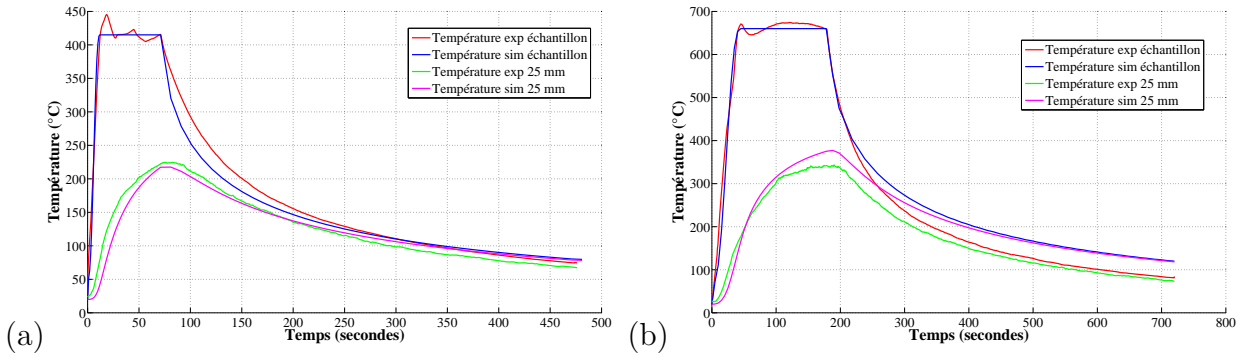


Fig. 3.3.10: Diffusion de la chaleur dans les barres à partir d'un échantillon chauffé (a) à 415°C et (b) à 660°C.

Heat transfer in bars from a heated sample at (a) 415°C and (b) 660°C.

différentes de la température de la barre lors du refroidissement de l'ensemble. Cette différence est imputable à l'incertitude portant sur les valeurs des propriétés thermiques du matériau composant les barres qui ont été utilisées dans la simulation numérique, ainsi qu'aux conditions aux limites qui ne correspondent pas exactement à la réalité. En effet, faute de données sur le matériau en question, les valeurs renseignées dans le logiciel éléments finis proviennent d'un matériau proche dans sa composition.

#### 3.3.7 Résultats des essais de traction dynamique à différentes températures

Des essais de traction dynamique avec le dispositif des barres d'Hopkinson ont été effectués à 5 températures différentes : 250°C, 400°C, 500°C, 600°C et 720°C. La figure 3.3.11 présente les courbes nominales du comportement thermo-mécanique du matériau étudié pour ces températures à une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . La figure 3.3.12 représente donc les courbes de référence du C68 déduites de la figure 3.3.11. Les courbes sont limitées à 20 % de déformations logarithmiques étant donné la difficulté à analyser la zone de striction avec une géométrie de la tête d'induction en spirale.

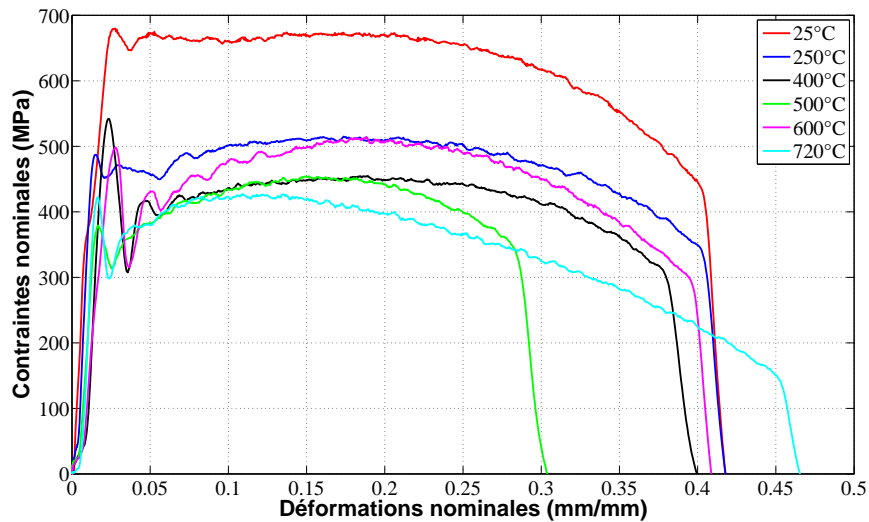


Fig. 3.3.11: Courbes nominales de traction dynamique du C68 pour différentes températures à la vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Stress/strain curves of the C68 steel at different temperatures with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

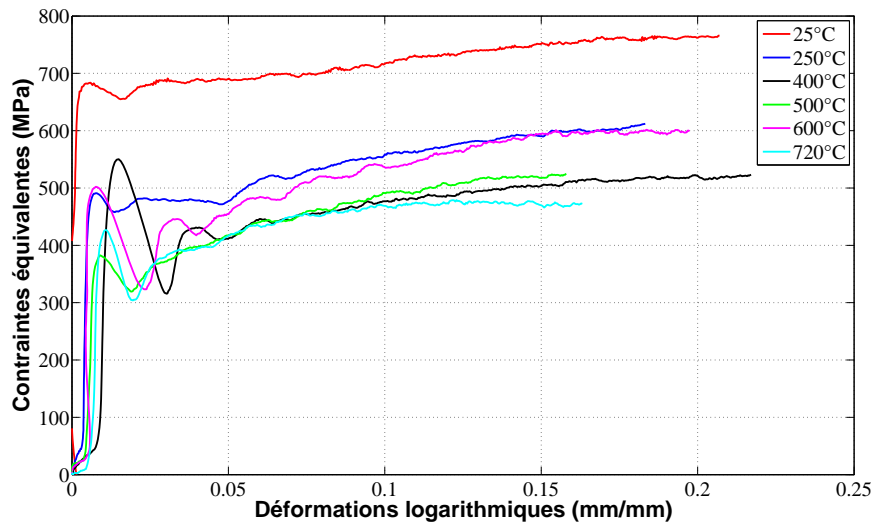


Fig. 3.3.12: Courbes expérimentales de traction dynamique du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes températures à la vitesse de  $4 \times 10^2/s$ .

Stress/strain curves of the C68 steel with the Bridgman - Le Roy correction at different temperature with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

Jusqu'à 400°C, le matériau présente une sensibilité classique à la température. Puis à 500°C, le matériau présente un comportement similaire à celui observé à 400°C. C'est l'intervalle sur lequel se produisent les phénomènes de vieillissement dynamique qui conduisent à une rupture

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

prématurée de l'échantillon à cette température. La zone de changement de sensibilité à la température n'est donc pas la même à cette vitesse de déformation que celle rencontrée à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . La figure 3.3.13 illustre l'évolution de la contrainte équivalente à 10 % de déformation plastique,  $R_{10\%}$ , en fonction de la température et de la vitesse de déformation. Une représentation à 10 % de déformation a été privilégiée par rapport à la limite d'élasticité étant donné la difficulté de repérer cette limite sur les essais sur barres d'Hopkinson comme le montre la figure 3.3.12. La zone de changement de sensibilité à la température est comprise entre 400°C et 500°C pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$  alors qu'à une vitesse de  $1 \times 10^{-1}/s$ , elle apparaît à partir de 200°C.

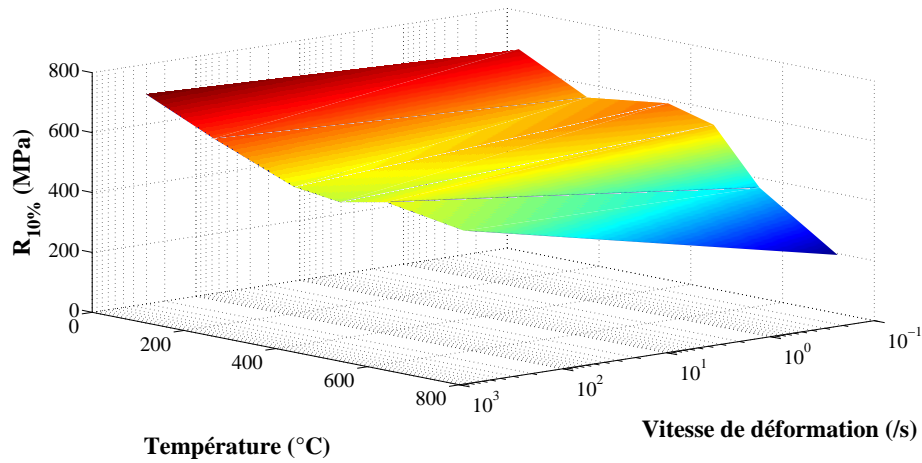


Fig. 3.3.13: Effet de la température sur la contrainte équivalente à 10 % de déformation,  $R_{10\%}$ .  
Effect of temperature on the equivalent stress at 10 % of plastic strain,  $R_{10\%}$ .

#### 3.3.8 Évolution de l'anisotropie en fonction de la température

Pour étudier l'influence de la température sur le coefficient d'anisotropie du matériau étudié, la même procédure a été appliquée sur un intervalle de températures allant jusqu'à 720°C (cf. sous-section 2.3.4.3).

La figure 3.3.14 (a) présente le comportement thermo-mécanique du matériau étudié pour les trois orientations par rapport à la direction de laminage à une température de 175°C. À cette température, les mêmes conclusions sont faites qu'à 25°C. Les résultats montrent une légère augmentation des caractéristiques mécaniques pour les éprouvettes prélevées suivant une orientation à 90° du sens de laminage. Les coefficients d'anisotropie sont obtenus en exploitant



la figure 3.3.14 (b) et résumés dans le tableau 3.2. Ils sont sensiblement identiques à ceux obtenus à 25°C.

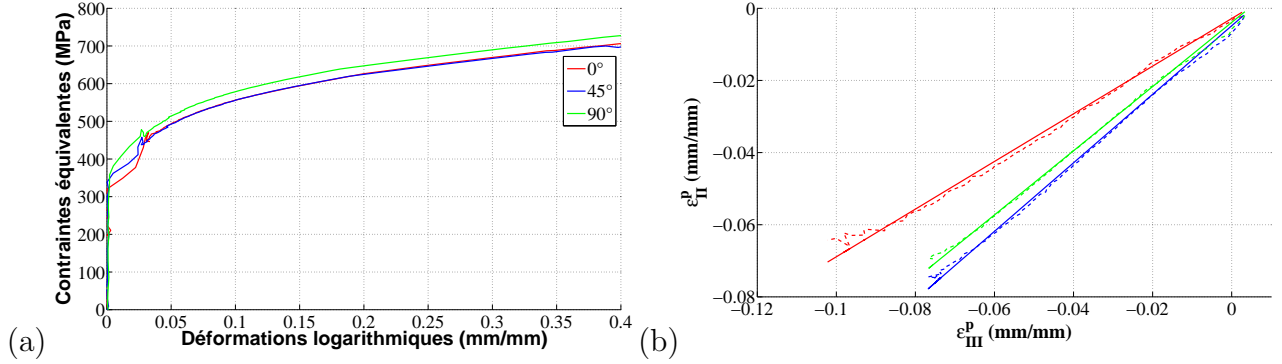


Fig. 3.3.14: (a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage à 175°C pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  en fonction de  $\epsilon_{III}^p$  et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0°, 45°, 90° compared with the rolling direction at 175°C with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  as a function of  $\epsilon_{III}^p$  and linear fit to identify the Lankford coefficient.

Pour des températures supérieures (450°C, 720°C), on ne trouve quasiment aucune différence (cf. figure 3.3.15 et figure 3.3.16). De même, les coefficients d'anisotropie sont quasiment identiques pour chacune des directions (cf. tableau 3.2).

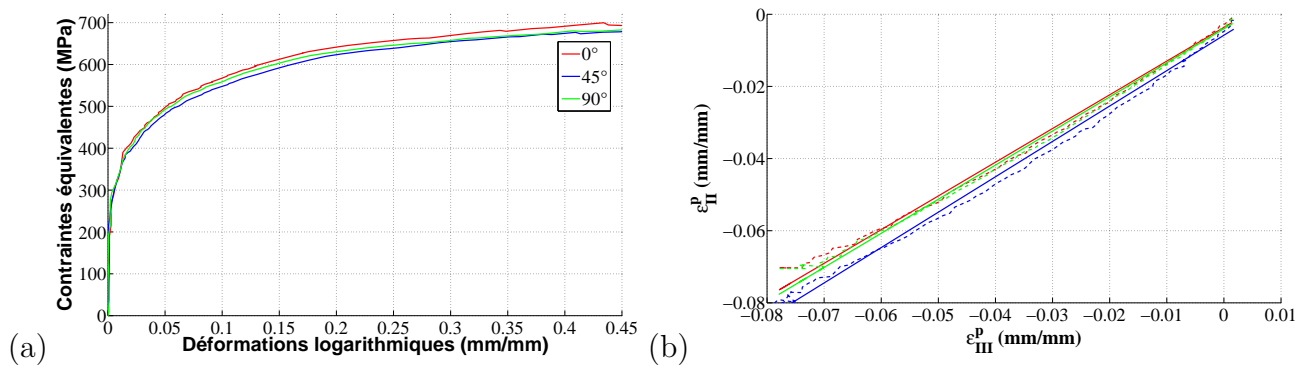


Fig. 3.3.15: (a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage à 450°C pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  en fonction de  $\epsilon_{III}^p$  et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0°, 45°, 90° compared with the rolling direction at 450°C with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\epsilon_{II}^p$  as a function of  $\epsilon_{III}^p$  and linear fit to identify the Lankford coefficient.



### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

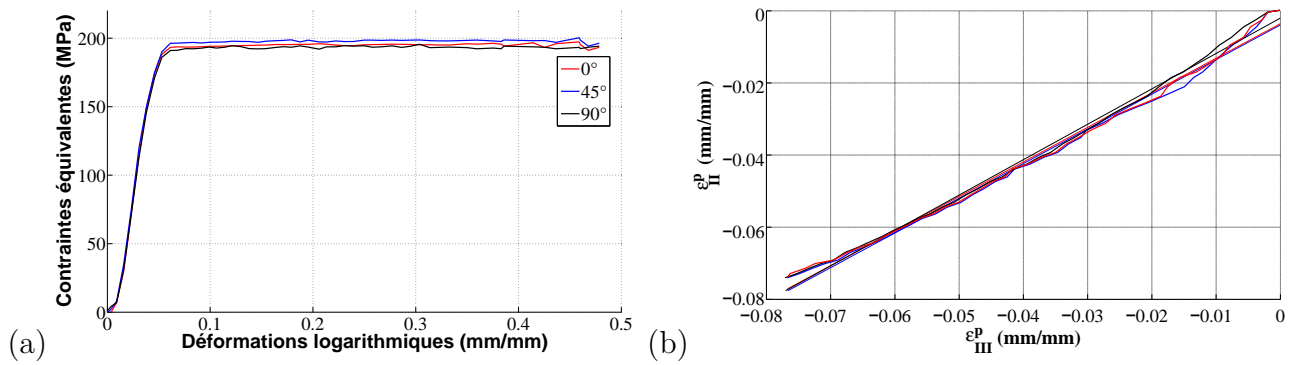


Fig. 3.3.16: (a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage à 720 °C pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\varepsilon_{II}^p$  en fonction de  $\varepsilon_{III}^p$  et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0°, 45°, 90° compared with the rolling direction at 720 °C with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ , (b)  $\varepsilon_{II}^p$  as a function of  $\varepsilon_{III}^p$  and linear fit to identify the Lankford coefficient in several directions.

Matériau	C68								
T (°C)	175			450			720		
Orientation	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
$r_\theta$	0,652	0,923	0,862	0,919	0,955	0,912	0,688	0,691	0,7045

Tab. 3.2: Valeurs des coefficients d'anisotropie du C68 mesurés expérimentalement à différentes températures.

Values of anisotropic properties on the C68 steel experimentally measured at different temperatures.

Étant donné l'isotropie du matériau observée pour les hautes températures, le C68 est supposé isotrope sur toute la gamme de température étudiée lors de la modélisation numérique.

#### 3.3.9 Évolution des bandes de Piobert-Lüders avec la température

Une des instabilités observée sur le matériau étudié au cours de sa déformation est l'apparition de bandes de Piobert-Lüders à température ambiante (cf. annexe A). Le paragraphe précédent a montré que l'anisotropie évolue avec la température. On peut donc supposer une évolution similaire des bandes de Piobert-Lüders. La figure 3.3.17 présente la déformation logarithmique au niveau de la section minimale apparaissant dans la zone de striction en fonction du temps lors d'un essai de traction pour différentes températures. La présence de bandes de Piobert-Lüders est caractérisée par une « marche » définissant le moment où les bandes parcourent l'échantillon

et réalisent une brusque augmentation de la déformation. On observe ce phénomène à 25°C et à 175°C. Pour les autres températures (350°C, 550°C, 720°C), la déformation logarithmique augmente linéairement en fonction du temps.

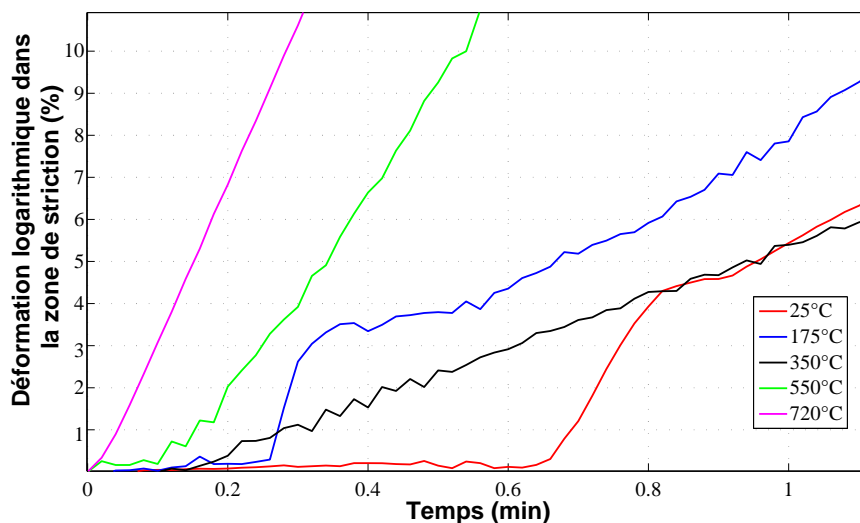


Fig. 3.3.17: Évolution de la déformation logarithmique observée au niveau de la section minimale apparaissant dans la zone de striction en fonction du temps pour différentes températures à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Evolution of the true strain observed in the minimal section in the necking area as a function of time for different temperatures with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ .

## 3.4 Conclusion

Ce chapitre présente une méthode de caractérisation de la sensibilité du comportement mécanique à la température pour les matériaux métalliques.

Le comportement thermo-élastique est caractérisé par mesure du signal de vibration en flexion d'un échantillon soumis à une excitation par impulsion (aussi appelé technique d'excitation par impulsion). Durant l'essai, l'échantillon est chauffé dans une enceinte thermique sur un intervalle de températures compris entre 25°C et 800°C. Les données expérimentales ont révélé une forte dépendance du comportement du matériau à la température. Les résultats ont montré une décroissance importante du module d'élasticité avec la température, celui-ci atteignant 126 GPa à 800°C.

La caractérisation du comportement thermo-plastique requiert l'utilisation d'un chauffage par induction avec un contrôle par pyrométrie lors d'un essai de traction. Ce type de système

### 3. DÉTERMINATION DE LA SENSIBILITÉ DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU À LA TEMPÉRATURE

---

permet de chauffer un échantillon à la température souhaitée en quelques secondes. Elle est contrôlée avec précision et sans contact par un pyromètre, un système de mesure optique de la température. Les déformations sont évaluées à partir des champs de déplacement surfaciques obtenus par corrélation d'images numériques de la surface de l'échantillon associés à une technique de marquage électrochimique. Le marquage électrochimique permet un marquage rapide d'une éprouvette capable de résister à des températures allant jusqu'à 800°C (les températures supérieures n'ont pas été testées). Pour une caractérisation de la sensibilité du comportement mécanique à la température pour de grandes vitesses de déformation, les barres d'Hopkinson sont utilisées avec un système de chauffage par induction et un contrôle de la température par pyrométrie. Ce dispositif est utilisé pour effectuer des tests sur le matériau étudié dans un intervalle de températures compris entre 25°C et 720°C pour des vitesses de déformation allant jusqu'à  $4 \times 10^2/s$ . Les résultats expérimentaux révèlent une importante sensibilité du comportement plastique à la température sur la plage étudiée. On note également une zone de sensibilité négative à la température dépendant de la vitesse de déformation. Le matériau étudié est faiblement anisotrope jusqu'à une température de 450°C. Au-delà, le matériau devient isotrope. On considère donc que le matériau est isotrope sur toute la gamme de températures de l'étude. De même, les bandes de Piobert-Lüders sont visibles jusqu'à 200°C, elles seront donc modélisées jusqu'à cette température.

Ce dispositif de caractérisation a donc permis une étude du comportement thermo-mécanique du matériau étudié sur une large plage de températures et de vitesses de déformation. Un tel dispositif est original pour la caractérisation des aciers à haut taux de carbone tel que le C68.

# Chapitre 4

## Modélisation et identification des paramètres du modèle de comportement du matériau

La description du comportement mécanique du matériau dans une simulation numérique découle des données expérimentales des essais réalisés (courbes de référence) ou bien d'une extrapolation de ces données passant par l'emploi de modèles de comportement basés sur des lois mathématiques.

La mise en forme par un procédé de formage incrémental génère des déformations et des rotations importantes. C'est pourquoi le cadre général de cette étude se place dans le contexte des grandes transformations visco-plastiques. En petites perturbations, la description classique d'une loi de comportement élasto-visco-plastique est fondée sur une décomposition additive du tenseur des déformations. Pour être complète, une telle description nécessite la définition de trois éléments constitutifs, que sont la loi de comportement élastique, le critère de plasticité et la loi d'écoulement visco-plastique associée à ce critère. La loi de comportement élastique rend compte de l'état de contrainte du matériau en fonction de son état de déformation élastique. La surface de charge définit les états de contrainte limites pour l'apparition de la déformation plastique. Elle est caractérisée par un critère de plasticité, et le domaine élasto-visco-plastique, dans lequel se produisent des transformations irréversibles. Lorsque le seuil de plasticité est atteint, la loi d'écoulement met en évidence la direction de l'écoulement du matériau et son intensité dans le cas d'un écoulement visco-plastique.

La première partie de ce chapitre présente donc le schéma de la formulation des modèles de comportement élasto-plastiques. Cette formulation est ensuite étendue aux modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques dans la deuxième partie de ce chapitre par l'introduction

des paramètres de sensibilités à la vitesse de déformation et à la température. Puis, une stratégie de modélisation est présentée, découlant d'une étude de la dépendance à la température et à la vitesse de déformation du matériau à partir de la base de données expérimentales obtenue au chapitre 2 et au chapitre 3. Le domaine de validité de différents modèles de comportement est donné avec les paramètres correspondants. Enfin, une nouvelle approche de modélisation fondée sur la prise en compte de mécanismes physiques à l'origine de la déformation plastique est présentée comme une alternative aux modèles phénoménologiques.

### 4.1 Description du comportement du matériau et définition d'un modèle éléments finis

La simulation numérique d'un procédé par la méthode des éléments finis nécessite certains éléments pour être mise en place : *(i)* la géométrie du modèle du procédé étudié, *(ii)* les paramètres du modèle, *(iii)* des conditions aux limites et *(iv)* une description du comportement du matériau. Ce chapitre s'intéresse plus particulièrement au dernier de ces éléments, à savoir l'introduction de la description du comportement du matériau dans un logiciel éléments finis.

L'introduction dans la simulation numérique du jeu de paramètres caractérisant le comportement du matériau peut être abordée de deux manières différentes : *(i)* par une description tabulaire du comportement du matériau issue de la base expérimentale ou *(ii)* en introduisant directement les paramètres d'un modèle de comportement déjà implémenté dans le logiciel. Le choix entre ces modèles étant très limité, la description tabulaire reste la méthode la plus souple pour la description du comportement du matériau en se limitant à un écrouissage isotrope. Les définitions du comportement élastique et plastique s'effectuent indépendamment. Pour l'introduction de la courbe de référence, il s'agit concrètement d'entrer une liste de valeurs contraintes/déformations plastiques, la première valeur de la contrainte correspondant à la limite d'élasticité.

La description tabulaire ne représente pas le comportement mécanique d'un matériau de manière continue, mais correspond à une discrétisation de la loi d'écrouissage entrée. En effet, la représentation du comportement est limitée par la base expérimentale utilisée. Entre deux niveaux de déformation plastique introduits dans la description du comportement d'un matériau, le logiciel éléments finis effectue une interpolation linéaire. C'est aussi le cas pour la description du comportement thermo-visco-plastique où la représentation du comportement est limitée par le nombre de vitesses de déformation et de niveaux de température étudiés lors des essais expérimentaux.

Dans le cas d'une simulation numérique dans laquelle le comportement du matériau est décrit par une description tabulaire issue de la base expérimentale, la précision des résultats issus de cette simulation est donc directement dépendante des niveaux de vitesse de déformation et de température pris en compte. Plus la base expérimentale est importante, plus la description tabulaire du comportement du matériau qui en découle se rapproche du comportement du matériau. Ce type de description est également limité par la déformation maximale atteinte lors des essais et qui constitue la dernière ligne introduite dans le tableau décrivant le comportement du matériau. La procédure expérimentale décrite au chapitre 2 et reconduite au chapitre 3 pour des essais à différentes températures permet de décrire le comportement du matériau jusqu'à des déformations plastiques de 50 %. Cependant, les simulations numériques d'un procédé de formage réalisées par Raujol-Veillé [71], dans une thèse inscrite dans le même projet que celle dont font l'objet les travaux de ce rapport, indiquent des déformations plastiques maximales dépassant 100 %. La description du comportement du matériau issue de la base expérimentale ne permet donc pas d'atteindre de telles déformations. Pour remédier à cette difficulté, il est nécessaire d'extrapoler les résultats afin de prédire le comportement du matériau pour des déformations supérieures. Cette extrapolation peut passer par l'emploi de modèles de comportement basés sur des lois mathématiques.

La suite de ce chapitre introduit la formulation de modèles de comportement élasto-plastiques basés sur des lois mathématiques classiques. Cette formulation est ensuite étendue pour prendre en compte les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température observées sur les résultats des essais de traction quasi-statiques et dynamiques décrits dans le chapitre 2 et 3.

## 4.2 Modèles de comportement élasto-plastiques

### 4.2.1 Hypothèse de partition de la déformation en grandes déformations

L'amplitude des déformations et des déplacements induits par un procédé de formage incrémental nécessite de développer un modèle de comportement dans le cadre des grandes transformations. Dans le logiciel d'éléments finis ABAQUS, utilisé pour la simulation numérique dans cette étude, la gestion des grandes déformations consiste à considérer à chaque pas de temps du calcul numérique une configuration déformée du système comme configuration de référence. Cela consiste donc pour le logiciel à formuler le problème en définissant un repère corotationnel rigide local, c'est-à-dire qui tourne avec la matière sans se déformer, dans lequel on écrit la loi de comportement en petites déformations. Une loi de comportement alors introduite dans

le logiciel en petites déformations peut directement être utilisée pour les calculs en grandes déformations.

La formulation du comportement élasto-plastique repose sur une hypothèse de partition de la déformation totale en une déformation élastique et une déformation plastique. Dans un cadre tridimensionnel général, elles sont reliées par la relation suivante :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{el} + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (4.1)$$

où  $\boldsymbol{\varepsilon}$  est le tenseur de déformation totale,  $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$  le tenseur de déformation élastique et  $\boldsymbol{\varepsilon}^p$  le tenseur de déformation plastique. L'annexe B décrit plus en détail les mécanismes physiques à l'origine de la déformation des métaux.

#### 4.2.2 Loi de comportement élastique

Dans le cas d'un procédé de formage incrémental, la description du comportement élastique est essentielle pour une bonne prédiction du retour élastique. La relation entre contrainte et déformation caractérisant le Un modèle comportement élastique du matériau est décrite par la loi de Hooke généralisée qui s'exprime de la manière suivante [49] :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \quad (4.2)$$

où  $\boldsymbol{C}$  est le tenseur d'ordre 4 des coefficients d'élasticité. Cette loi détermine le comportement purement élastique du matériau jusqu'à ce que la contrainte atteigne une valeur notée  $\sigma_0$ , appelée limite d'élasticité.

En supposant que le comportement élastique du matériau est isotrope, c'est-à-dire que le matériau a les mêmes propriétés élastiques dans toutes les directions, on obtient :

$$\boldsymbol{\sigma} = 2\mu\boldsymbol{\varepsilon}^{el} + \lambda tr(\boldsymbol{\varepsilon}^{el}) \boldsymbol{Id} \quad (4.3)$$

où  $\mu$  (aussi appelé  $G$ , le module de Coulomb) et  $\lambda$  sont les coefficients de Lamé définis de la manière suivante en fonction du module  $E$  et du coefficient de Poisson  $\nu$  :

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (4.4)$$

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (4.5)$$

### 4.2.3 Loi de comportement plastique

#### 4.2.3.1 Surface de charge et critère de plasticité

Le domaine d'élasticité pure est délimité dans l'espace des contraintes par une surface de charge, définie par une fonction seuil  $f$ . À l'intérieur de ce domaine, toute variation de contrainte n'engendre que des déformations élastiques. Sur le bord de ce domaine, le comportement est élasto-plastique. Cette fonction seuil dépend du tenseur des contraintes de Cauchy  $\boldsymbol{\sigma}$  et de l'état d'écrouissage [49]. Le comportement est purement élastique si :

$$f < 0 \text{ ou } f = 0 \text{ et } \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \leq 0 \quad (4.6)$$

Il est élasto-plastique si :

$$f = 0 \text{ et } \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} > 0 \quad (4.7)$$

Plusieurs critères de plasticité permettent de définir cette surface de charge, mais seul l'un des critères les plus fréquemment utilisés pour représenter le comportement des métaux, le critère de von Mises, et déjà implanté dans le code de calcul éléments finis, est présenté. C'est un critère que l'on qualifie d'énergétique dans la mesure où l'on considère que l'énergie de déformation élastique ne doit pas dépasser un certain seuil pour rester dans le domaine élastique. L'utilisation d'une loi d'écoulement associée à ce critère de plasticité permet de définir une bonne approximation du domaine d'élasticité des matériaux métalliques isotropes.

La contrainte équivalente est notée  $\bar{\sigma}$ . Avec l'hypothèse d'un matériau isotrope, la contrainte équivalente au sens de von Mises est invariante par changement de repère ce qui impose qu'elle s'exprime en fonction des invariants du tenseur des contraintes. Dans un essai de traction par exemple, la contrainte équivalente au sens de von Mises est fonction du second invariant du tenseur déviateur des contraintes :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_{II}} \quad (4.8)$$



où  $J_{II}$  est le deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes. Dans l'espace des contraintes principales, elle s'écrit directement en fonction des composantes du tenseur déviateur ou du tenseur des contraintes sous la forme :

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2} \quad (4.9)$$

où  $\sigma_I$ ,  $\sigma_{II}$  et  $\sigma_{III}$  sont les contraintes principales selon les directions  $I$ ,  $II$  et  $III$ , respectivement.

#### 4.2.3.2 Écrouissage du matériau

##### 4.2.3.2.1 Écrouissage isotrope

La loi d'écrouissage isotrope définit l'évolution de la variable scalaire d'écrouissage isotrope  $R$  lors du trajet de déformation et représente l'évolution de la taille du domaine d'élasticité avec la déformation plastique. Cette évolution intervient dès que l'état de contrainte se situe sur la surface de charge. Des lois [31] peuvent être utilisées pour définir cette évolution. Pour caractériser l'écrouissage isotrope d'un acier, on peut supposer que l'évolution de  $R$  suit l'une de ces lois, la loi de Ludwick [55] qui se présente sous la forme de la somme de la limite d'élasticité avec la loi d'Hollomon [37] :

$$R = \underbrace{\sigma_0}_{\text{limite d'élasticité}} + \underbrace{K (\bar{\varepsilon}^p)^n}_{\text{loi d'Hollomon}} \quad (4.10)$$

où  $K$  et  $n$  sont deux paramètres intrinsèques du matériau à identifier, et  $\bar{\varepsilon}^p$  représente la déformation plastique équivalente.

Certains aluminiums et aciers suivent plutôt la loi d'écrouissage isotrope de type Voce [98] :

$$R = \underbrace{\sigma_0}_{\text{limite d'élasticité}} + \underbrace{Q_\infty (1 - \exp(-b_0 \bar{\varepsilon}^p))}_{\text{loi de Voce}} \quad (4.11)$$

où  $Q_\infty$  et  $b_0$  sont les paramètres d'écrouissage de la loi de Voce. Ce type de loi est utilisé pour modéliser le comportement mécanique d'un matériau à partir d'essais de cisaillement cyclique [91].

La déformation plastique équivalente est alors définie par la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon}^p = \int \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} dt \quad (4.12)$$

où  $\dot{\varepsilon}^p$  est le tenseur des taux de déformations plastiques.

#### 4.2.3.2.2 Écrouissage cinématique

La loi d'écrouissage cinématique décrit une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Elle est caractérisée par la variable tensorielle  $\mathbf{X}$  définissant dans la configuration courante la position du centre de la surface seuil. Lorsqu'elle est prise en compte la fonction de charge s'écrit :

$$f = f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}) - R \quad (4.13)$$

La loi d'écrouissage cinématique de type Ziegler [115] est l'une des formes les plus utilisées à laquelle on ajoute une composante linéaire de type Prager [49, 57] pour une meilleure description :

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{C_0}{\sigma_0} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \dot{p} - \gamma_0 \dot{p} \mathbf{X} \quad (4.14)$$

où  $C_0$  et  $\gamma_0$  sont deux paramètres et  $\dot{p}$  est la vitesse de déformation associé à la déformation plastique cumulée  $p$ .

#### 4.2.4 Conclusion sur les modèles de comportement élasto-plastiques

La formulation du comportement élasto-plastique repose sur une partition de la déformation totale en une déformation élastique et une déformation plastique. Le comportement élastique est décrit par la loi de Hooke généralisée, sous la forme d'un modèle d'élasticité linéaire. Le critère de plasticité utilisé est le critère de von Mises. L'écrouissage isotrope du matériau peut être décrit par la loi de Ludwick ou la loi de Voce. L'écrouissage cinématique est décrit par l'utilisation d'une loi de type Ziegler associé à un terme de rappel linéaire de type Prager. L'identification des paramètres du modèle de comportement a été menée à partir des essais de cisaillement cyclique et est présentée en annexe G étant donné le cadre à température ambiante de l'étude qui n'est pas le cœur du sujet. L'effet de la température et de la vitesse de déformation sur le comportement élasto-plastique n'apparaît donc pas. La prise en compte de ces effets est l'objet de la partie suivante de ce chapitre.

### 4.3 Modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques

Pour la modélisation numérique de procédés industriels tels que le formage incrémental où les effets de la température et de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique du matériau ne peuvent pas être négligés, le modèle de comportement doit prendre en compte leur sensibilité respective. La variable scalaire d'écrouissage isotrope  $R$  peut alors être exprimée de la manière suivante :

$$R = f(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T) \quad (4.15)$$

Il existe des lois d'écrouissage isotrope faisant intervenir directement les paramètres de sensibilité à ces effets. Les modèles existants les plus utilisés sont ceux de Johnson-Cook et de Zerilli-Armstrong. Ces modèles sont devenus des références dans le domaine de la modélisation du comportement thermo-visco-plastique mais ne s'appliquent pas dans tous les cas de figure.

#### 4.3.1 Les modèles thermo-élasto-visco-plastiques existants

Durant les 4 dernières décennies, la plupart des modèles de comportement thermo-visco-plastiques proposés sont essentiellement phénoménologiques [60, 12, 11]. Le modèle empirique de Johnson-Cook [40] a été proposé pour des vitesses de déformation allant jusqu'à  $4 \times 10^2/s$ . En raison d'une formulation assez simple et d'un faible nombre de paramètres, ce modèle a été largement adopté.

Dans le modèle de Johnson-Cook, les dépendances à la température et à la vitesse de déformation sont directement liées à une loi d'écrouissage isotrope, la loi de Ludwick, et se définissent en fonction de la déformation plastique équivalente  $\bar{\varepsilon}^p$ , de la vitesse de cette déformation  $\dot{\varepsilon}^p$  et de la température  $T$  :

$$R = \underbrace{\sigma_0 + K (\bar{\varepsilon}^p)^n}_{\text{loi de Ludwick}} \times \underbrace{\left[ 1 + A \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p} \right) \right]}_{\text{terme visqueux}} \times \underbrace{[1 - T_*^m]}_{\text{adoucissement dû à la température}} \quad (4.16)$$

où  $\dot{\varepsilon}_0^p$  est le taux de déformation de référence choisi arbitrairement.  $K$ ,  $n$ ,  $A$  et  $m$  sont des constantes du matériau à déterminer avec  $A$  le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation et  $m$  le paramètre de sensibilité à la température.  $T_*$  est un terme sans dimension défini par :

$$T_* = \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \quad (4.17)$$

où  $T_0$  est la température de référence (température ambiante) et  $T_m$  la température de fusion du matériau. Cette modélisation suppose que la dépendance de l'écrouissage isotrope et de la limite d'élasticité à la température ou à la vitesse de déformation soient couplées. La précision du modèle dépend directement de la réalité de ce couplage du comportement. Pour traiter des cas plus complexes où il y a un découplage des effets des sollicitations sur le comportement mécanique du matériau, de nombreux modèles de Johnson-Cook modifiés ont été proposés ces dernières années. Par exemple, Wang *et al.* [103] introduisent deux paramètres pour décrire la sensibilité à la vitesse de déformation de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope. En 2005, la même idée a été utilisée par Rohr *et al.* [74] pour découpler la sensibilité à la température de la sensibilité à la vitesse de déformation constante ce qui donne la relation suivante :

$$R = \sigma_0 (1 - T_*^{m_1}) + K (\bar{\varepsilon}^p)^n (1 - T_*^{m_2(T)}) \quad (4.18)$$

où  $m_1$  et  $m_2(T)$  représentent respectivement le paramètre de sensibilité à la température de la limite d'élasticité et celui de l'écrouissage isotrope. Les résultats obtenus avec ce type de modèle pour décrire le comportement d'un alliage Nickel-Cuivre-Molybdène ont été satisfaisants sur une plage de températures comprise entre 25°C et 550°C, alors que les résultats de la modélisation fondée sur le modèle de Johnson-Cook déviaient de plus de 50 % des résultats expérimentaux à 550°C.

En 2009, une modélisation fondée sur la même idée a été utilisée par Zhang *et al.* [112] pour décrire le comportement d'un alliage IC10 entre 25°C et 800°C pour une vitesse de déformation allant de  $1 \times 10^{-5}/s$  à  $1 \times 10^{-2}/s$ . La nouvelle relation obtenue par Zhang est de la forme :

$$R = (\sigma_0 [1 - T_*^m] + F(T_*) (\bar{\varepsilon}^p)^n) \times \left( 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \quad (4.19)$$

où le paramètre de sensibilité à la température  $m$  est identique à celui du modèle de Johnson-Cook et où  $F(T_*)$  est une fonction de  $T_*$  décrivant l'effet de la température sur l'évolution de l'écrouissage isotrope.

### 4.3.2 Stratégie de modélisation

La détermination d'un modèle de comportement thermo-élasto-visco-plastique découle d'un compromis entre : (i) la qualité des résultats souhaitée, (ii) le délai d'obtention des paramètres

du modèle de comportement utilisé et (iii) le coût d'obtention de ces paramètres. L'objectif pour un industriel souhaitant développer un modèle de comportement pour mettre en place la simulation numérique d'un procédé est de trouver le bon compromis entre ces trois points.

Le modèle de Johnson-Cook, avec un seul paramètre de sensibilité à la température et à la vitesse de déformation, n'est précis que sur un domaine limité et modélise une dépendance couplée de l'écroutissage isotrope et de la limite d'élasticité à la température. Cependant, l'identification des paramètres de ce modèle est rapide.

L'ajout de paramètres supplémentaires entraîne une amélioration de la précision du modèle de comportement au prix d'un délai et d'un coût d'obtention plus élevé. Il s'agit donc de définir le bon ratio qualité/coût-délai entre des modèles représentant plus ou moins finement le comportement du matériau. Pour cela, l'évolution des contraintes en fonction des différentes sollicitations, ainsi que leurs éventuels couplages doivent être étudiés pour identifier les paramètres améliorant la précision.

#### 4.3.2.1 Dépendance à la température

D'après les bons résultats obtenus dans la littérature avec ce type de relation, la dépendance à la température  $S_i(T)$  d'un paramètre  $i$  est donc définie de la manière suivante :

$$S_i(T) = S_i(T_0) \times [1 - T_*^{m_i}] \quad (4.20)$$

où  $m_i$  est le paramètre de sensibilité à la température du paramètre  $i$ . Dans cette relation, la température de référence  $T_0$ , et la température de fusion du matériau étudié  $T_m$ , sont fixées quel que soit le modèle et quel que soit le terme  $i$  de cette sensibilité. Les constantes sont répertoriées dans le tableau 4.1.

Matériau	C68
$T_0$	$25^\circ C$
$T_m$	$1480^\circ C$

Tab. 4.1: Constantes utilisées pour la sensibilité à la température.  
Constants used for temperature dependence.

À partir de la base expérimentale de la sous-section 3.3.5, pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ , on analyse l'effet de la température sur la limite d'élasticité  $\sigma_0$  et sur la contrainte équivalente expérimentale à 10 % ( $R_{10\%}$ ) de déformation plastique qui doivent suivre les relations suivantes :

$$\begin{aligned}\sigma_0(T) &= \sigma_0(T_0) \times [1 - T_*^m] \\ R_{10\%}(T) &= R_{10\%}(T_0) \times [1 - T_*^m]\end{aligned}\tag{4.21}$$

La figure 4.3.1 représente respectivement la dépendance de la limite d'élasticité et de  $R_{10\%}$  à la température. On observe sur cette figure trois zones distinctes à cause du vieillissement dynamique :

- une zone linéaire entre  $25^\circ\text{C}$  et  $175^\circ\text{C}$ ,
- une zone avec une sensibilité négative à la température entre  $175^\circ\text{C}$  et  $350^\circ\text{C}$ ,
- une autre zone linéaire à partir de  $350^\circ\text{C}$ .

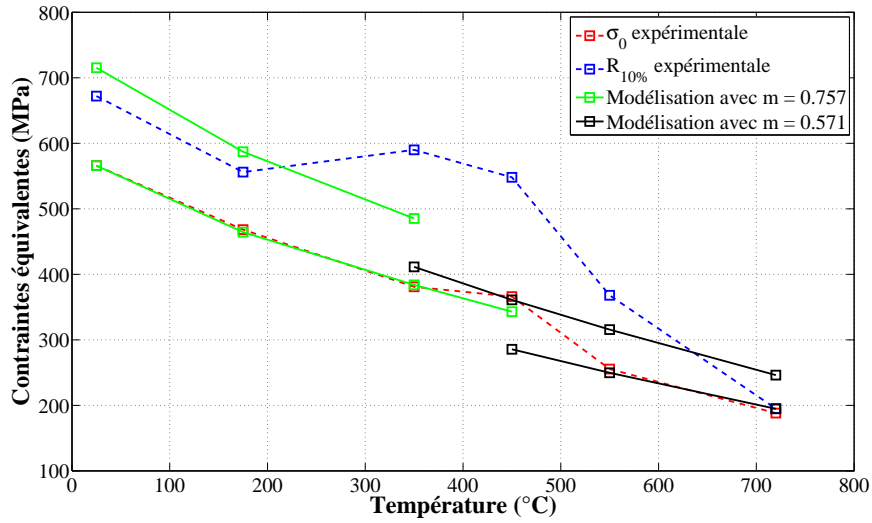


Fig. 4.3.1: Dépendance de la limite d'élasticité expérimentale  $\sigma_0$  et de  $R_{10\%}$  (pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/\text{s}$ ) à la température et régressions utilisant un paramètre de sensibilité à la température  $m$  différent pour chacune des zones.

Dependence of the yield stress and  $R_{10\%}$  with temperature and fits using a different parameter  $m$  for each area.

Le même paramètre de sensibilité  $m$  a été utilisé pour décrire la dépendance à la température de la limite d'élasticité et de  $R_{10\%}$ . Les résultats montrent qu'un seul paramètre ne permet pas de la modéliser correctement. On a donc une dépendance découplée de l'écrouissage isotrope et de la limite d'élasticité à la température qui nécessite d'utiliser deux termes de dépendance, comme Rohr et Zhang [74, 112], pour une description plus fine du comportement thermo-mécanique du matériau.

#### 4.3.2.2 Dépendance à la vitesse de déformation

La dépendance à la vitesse de déformation  $S_i(\dot{\epsilon}^p)$  d'un paramètre  $i$  dans la loi de Johnson-Cook est définie par une fonction logarithmique de la façon suivante :

$$S_i(\dot{\varepsilon}^p) = S_i(\dot{\varepsilon}_0^p) \times \left(1 + A \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p}\right)\right) \quad (4.22)$$

où  $\dot{\varepsilon}_0^p$  est le taux de déformation de référence et  $A$  le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation. Cependant, ce n'est pas la seule fonction utilisée pour modéliser cette dépendance. En 2008, Tarigopula *et al.* [87] ont utilisé une fonction puissance pour modéliser le comportement visco-plastique d'un acier. Cette relation est du type :

$$S_i(\dot{\varepsilon}^p) = S_i(\dot{\varepsilon}_0^p) \times \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p}\right)^A \quad (4.23)$$

Chacune de ces relations a été testée pour déterminer celle qui est la plus adaptée au matériau étudié. Pour cela les contraintes équivalentes expérimentales à 12 % ( $R_{12\%}$ ) et à 18 % ( $R_{18\%}$ ) de déformation plastique ont été modélisées avec une dépendance à la vitesse de déformation basée sur une fonction logarithmique dans un premier temps, puis sur une fonction puissance dans un second temps.

La figure 4.3.2 présente la dépendance à la vitesse de déformation de  $R_{12\%}$  et de  $R_{18\%}$  ainsi que la fonction logarithmique décrivant cette dépendance (*cf.* relation 4.22). Les valeurs expérimentales sont extraites de la base de données obtenue lors des essais de traction de la sous-section 2.3.4. Les résultats issus de la modélisation représente bien le comportement visco-plastique du matériau étudié. Les coefficients de détermination calculés pour chacun des niveaux de déformation plastique correspondant sont donnés dans le tableau 4.2.

La même étude a été menée avec la fonction puissance (*cf.* relation 4.23). La figure 4.3.3 présente la dépendance à la vitesse de déformation de  $R_{12\%}$  et de  $R_{18\%}$  ainsi que la fonction puissance décrivant cette dépendance. Les résultats obtenus sont moins bons qu'avec la fonction logarithmique utilisée précédemment. Ce constat est confirmé par la visualisation des coefficients de détermination correspondants (*cf.* tableau 4.2) ce qui justifie le choix d'une dépendance à la vitesse déformation définie par une fonction logarithmique.

	Coefficient de détermination	
	Fonction logarithmique	Fonction puissance
$R_{12\%}$	0,987	0,945
$R_{18\%}$	0,994	0,953

Tab. 4.2: Coefficient de détermination des fonctions logarithmique et puissance en fonction des contraintes équivalentes à 12 % et 18 % de déformation plastique.

*Determination coefficient of logarithmic and power functions as a function of equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 %.*

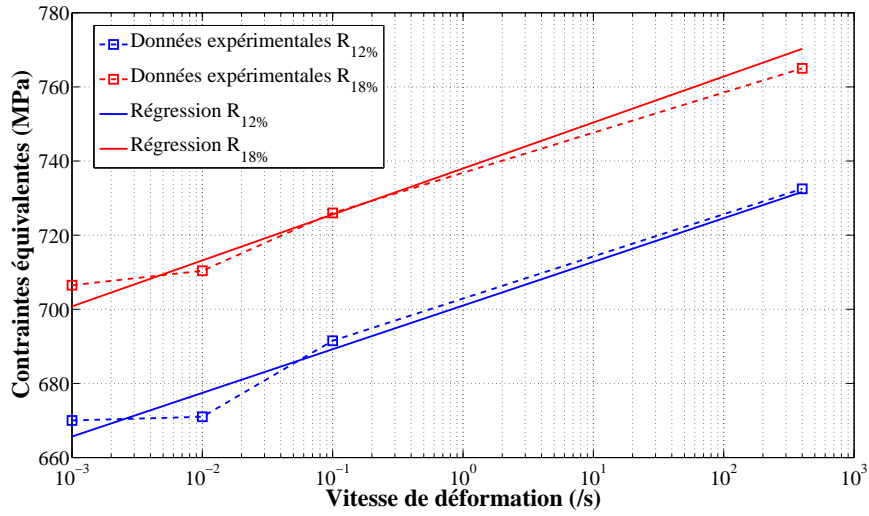


Fig. 4.3.2: Sensibilité de  $R_{12\%}$  et de  $R_{18\%}$  à la vitesse de déformation à 25 °C et fonction logarithmique correspondante.

Strain rate dependence of the equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 % at 25 °C and fitted logarithmic function.

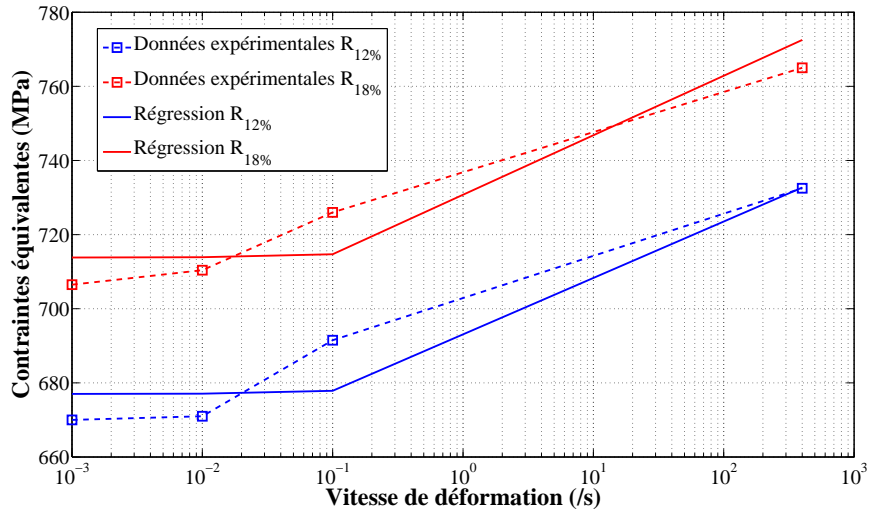


Fig. 4.3.3: Sensibilité de  $R_{12\%}$  et de  $R_{18\%}$  à la vitesse de déformation à 25 °C et fonction puissance correspondante.

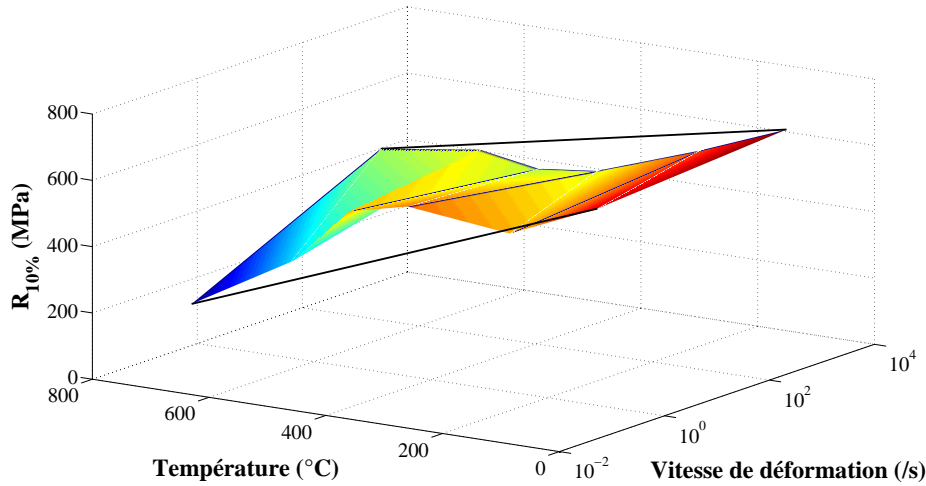
Strain rate dependence of the equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 % at 25 °C and fitted power function.

#### 4.3.2.3 Couplage température/vitesse de déformation

Maintenant que les effets de la température et de la vitesse de déformation ont été étudiés séparément, il est nécessaire de vérifier l'existence de l'effet d'un éventuel couplage de ces sollicitations sur les contraintes. La figure 4.3.4 illustre la dépendance de  $R_{10\%}$  à la température pour les vitesses de déformation étudiées. La diminution des contraintes observée à une vitesse



de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$  est bien plus importante que celle observée à  $4 \times 10^2/s$ . Cette observation confirme l'existence de l'effet d'un couplage température/vitesse de déformation qu'il est nécessaire de prendre en compte pour décrire finement le comportement du matériau.



*Fig. 4.3.4: Effet du couplage température/vitesse de déformation sur  $R_{10\%}$ .  
Coupling effect temperature/strain rate on the equivalent stress at 10 % of plastic strain,  $R_{10\%}$ .*

#### 4.3.2.4 Conclusion sur la stratégie de modélisation

Le modèle de Johnson-Cook permet une description du comportement du matériau dans un domaine limité. Il inclut un paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation et un paramètre de sensibilité à la température. Une étude sur la dépendance à la température de la limite d'élasticité et de  $R_{10\%}$  pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$  a montré le découplage de ces dépendances, nécessitant donc un paramètre de sensibilité à la température différent pour chacun d'eux. Une étude sur l'évolution de  $R_{12\%}$  et de  $R_{18\%}$  en fonction de la vitesse de déformation sur une sélection de relation issue de la littérature a permis de valider la relation de type puissance pour décrire la sensibilité à la vitesse de déformation. Ces observations doivent être prises en compte pour le représenter finement.

Le modèle le plus simple peut cependant convenir dans certains cas. En effet, il est inutile de calculer l'ensemble des paramètres nécessaires à la modélisation du comportement du matériau sur un domaine étendu si le domaine d'application se trouve être dans le domaine de validité du modèle le plus simple. Il s'agit donc de définir ce domaine pour des modèles de plus en plus complets afin de répondre à la question suivante : quel modèle de comportement peut être utilisé pour quel domaine d'application ?

### 4.3.3 Modélisation et identification des paramètres du modèle de comportement thermo-élastique

La modélisation du comportement élastique proposée dans la sous-section 4.2.2 n'est valable qu'à température ambiante, il est donc nécessaire de définir de nouvelles équations pour prendre en compte l'effet de la température sur les paramètres du modèle de comportement élastique. On se propose donc d'exprimer la dépendance du module d'élasticité à la température conformément à l'équation 4.20 de la manière suivante :

$$E(T) = E_0 \times S_E(T) \quad (4.24)$$

avec

$$S_E(T) = 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{m_E} \quad (4.25)$$

et  $m_E$  est le paramètre de sensibilité à la température du module d'élasticité et  $E_0$  le module d'élasticité initial, dans la direction de laminage à température ambiante.

Les coefficients de Lamé introduits dans la sous-section 4.2.2 deviennent dépendants à la température et sont alors définis de la manière suivante en fonction du module d'élasticité  $E(T)$  et du coefficient de Poisson  $\nu(T)$  :

$$\lambda(T) = \frac{\nu(T) E(T)}{(1 + \nu(T))(1 - 2\nu(T))} \quad (4.26)$$

$$\mu(T) = \frac{E(T)}{2(1 + \nu(T))} \quad (4.27)$$

La figure 4.3.5 illustre la représentation du modèle de comportement thermo-élastique. Les paramètres identifiés pour le matériau étudié conformément au modèle de comportement thermo-élastique sont donnés dans le tableau 4.3. On observe une bonne corrélation jusqu'à 650°C. Cependant, ce type de modèle n'est pas adapté à des températures supérieures à 700°C. En effet, après 700°C, l'écart tend à devenir important à cause d'un changement de pente qui intervient à 600°C. On distingue donc clairement deux zones : (i) l'intervalle compris entre 25°C et 600°C et (ii) la zone supérieure à 600°C. Pour une meilleure précision du modèle de comportement thermo-élastique, il faudrait un paramètre de sensibilité à la température pour chacune des zones. Cependant, pour simplifier le modèle, un seul paramètre de sensibilité est conservé.

Modèle de comportement thermo-élastique	
$E_0$ (GPa)	216,8
$m_E$	1,621
$E_r$	0,99

Tab. 4.3: Paramètres du modèle de comportement thermo-élastique.  
Parameters of the thermo-elastic model.

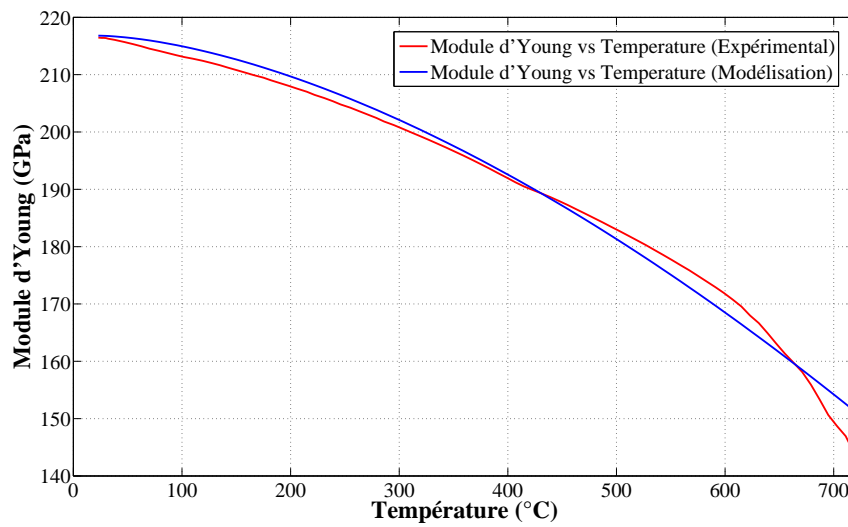


Fig. 4.3.5: Évolution du module d'Young du C68 en fonction de la température.  
Illustration of the thermo-elastic model.

#### 4.3.4 Modélisation et identification des paramètres de modèles de comportement thermo-visco-plastique

##### 4.3.4.1 Loi de Johnson-Cook

Dans un premier temps, la modélisation du comportement thermo-visco-plastique est effectuée avec la loi de Johnson-Cook (*cf.* relation 4.16) dans laquelle on a un paramètre de sensibilité à la température (*cf.* relation 4.20) et un paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation (*cf.* relation 4.22). Les paramètres sont identifiés pour de faibles températures et une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . L'objectif ici est de déterminer les limites du domaine de validité de ce modèle sur la plage de vitesses de déformation et de températures étudiée.

### Gestion des bandes de Piobert-Lüders

La loi de Johnson-Cook ne permet pas de prendre en compte le plateau dû au passage des bandes de Piobert-Lüders. La solution consiste donc à modéliser le plateau par une fonction linéaire, puis à identifier les paramètres de la loi de Johnson-Cook après le plateau pour représenter la partie plastique restante.

### Identification du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation

Pour identifier le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation de ce type de modèle de comportement, on suppose dans un premier temps que  $T = T_0 = 25^\circ\text{C}$  ce qui réduit la relation 4.16 à la forme suivante :

$$R(\dot{\varepsilon}^p) = [\sigma_0 + K(\bar{\varepsilon}^p)^n] \times \left( 1 + A \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p} \right) \right) \quad (4.28)$$

L'étude sur la dépendance à la vitesse de déformation de  $R_{12\%}$  et  $R_{18\%}$  présentée précédemment (cf. sous-section 4.3.2.2) a permis d'identifier le paramètre correspondant.

### Identification du paramètre de sensibilité à la température

Pour identifier le paramètre de sensibilité à la température, on suppose maintenant que  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 = 1 \times 10^{-1}/s$  ce qui réduit la relation 4.16 à la forme suivante :

$$R(T) = [\sigma_0 + K(\bar{\varepsilon}^p)^n] \times \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \quad (4.29)$$

Étant donné le découplage des dépendances à la température de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope, le paramètre de sensibilité  $m$  de ce modèle est identifié en privilégiant la dépendance à la limite d'élasticité et à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Les paramètres identifiés sont regroupés dans le tableau 4.4.

Modèle de Johnson-Cook
$K = 393 \text{ MPa}$
$n = 0,42$
$\sigma_0 = 566 \text{ MPa}$
$m = 0,757$ pour $T \leq 350^\circ\text{C}$
$m = 0,571$ pour $T \geq 550^\circ\text{C}$
$A = 0,008$

Tab. 4.4: Paramètres du modèle de Johnson-Cook associé au critère de von Mises.

Parameters of Johnson-Cook's model with mixed isotropic and kinematic hardening with the von Mises' criterion.

##### Résultats de simulations d'essais avec le modèle proposé

La figure 4.3.6 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Johnson-Cook avec les données expérimentales des essais de traction pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Le comportement thermo-mécanique du matériau est correctement représenté par cette modélisation à 25°C mais à 175°C, l'évolution de l'écrouissage isotrope en fonction de la déformation logarithmique plastique est différent des données expérimentales. De plus, on observe une sous-estimation des résultats issus du modèle de 15 % à 550°C et une surestimation allant jusqu'à 50 % pour une température de 720°C.

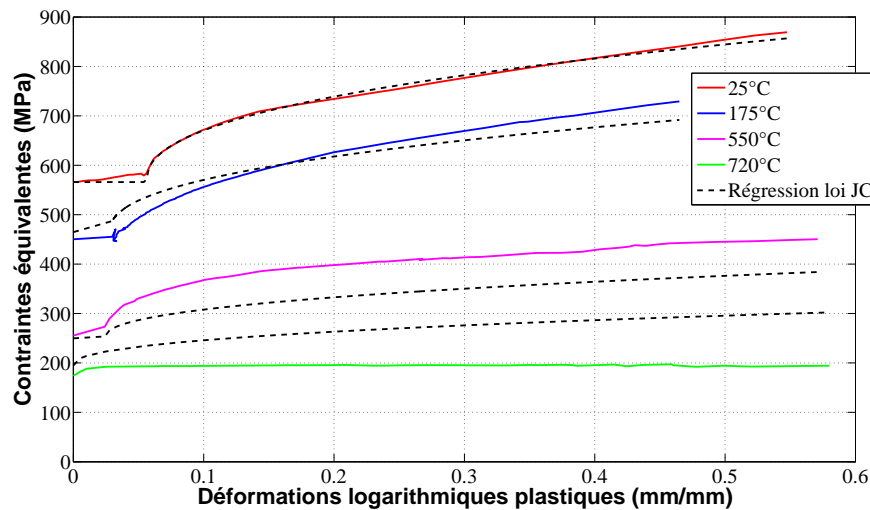


Fig. 4.3.6: Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Comparison between the Johnson-Cook model and experimental data at several temperatures with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ .

La figure 4.3.7 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Johnson-Cook avec les données expérimentales des essais de traction sur le dispositif de barres d'Hopkinson pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . Le comportement thermo-mécanique du matériau est surestimé de 4 % à 25°C mais est bien représenté à 250°C. De plus, on observe une sous-estimation des résultats issus du modèle de comportement de 20 % à 400°C et de 45 % pour une température de 720°C. Cette modélisation n'est donc pas adaptée à une description précise du comportement thermo-visco-plastique du matériau d'étude sur toute la plage de température étudiée.

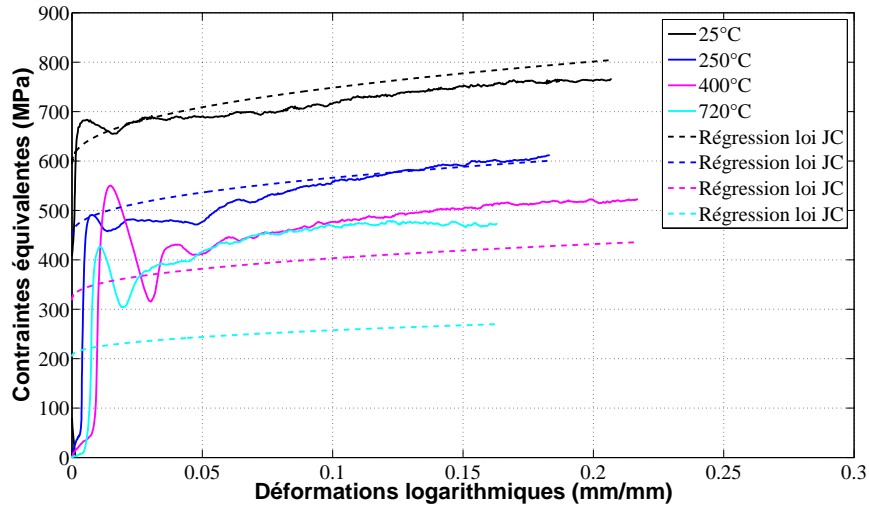


Fig. 4.3.7: Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Comparison between the Johnson-Cook model and experimental data at several temperatures with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

En effet, cette modélisation suppose que la dépendance de l'écrouissage isotrope et de la limite d'élasticité à la température soit couplées, ce qui n'est pas le cas ici. Le domaine de validité de ce modèle est donc très limité. Il donne de bonnes prédictions sur le comportement du matériau jusqu'à une température de 250°C sur les 2 vitesses de déformation étudiées. La prise en compte de ce découplage dans le modèle de comportement est nécessaire pour étendre le domaine de validité.

#### 4.3.4.2 Loi de Johnson-Cook modifiée

La modélisation du comportement thermo-visco-plastique est maintenant effectuée avec une loi de Johnson-Cook modifiée basée sur les travaux de Rohr [74]. Un seul paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation est conservé. L'écrouissage isotrope et la limite d'élasticité bénéficient chacun d'un paramètre de sensibilité à la température différent. Ce qui donne la relation suivante pour la loi de Johnson-Cook modifiée :

$$R(\dot{\varepsilon}^p, T) = [\sigma_0 \times S_{\sigma_0}(T) + K(\bar{\varepsilon}^p)^n \times S_{\sigma}(T)] \times \left(1 + A \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p}\right)\right) \quad (4.30)$$

où  $S_{\sigma_0}$  représente la dépendance à la température de la limite d'élasticité et  $S_{\sigma}$  celle de la loi d'écrouissage isotrope.

La dépendance à la température de l'écroutissage isotrope est définie de la manière suivante :

$$S_{\sigma}(T) = 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_{mq} - T_0} \right)^{m_{\sigma}} \quad (4.31)$$

où  $m_{\sigma}$  est le paramètre de sensibilité à la température de l'écroutissage isotrope et  $T_{mq}$  est la température limite de forgeage à chaud pour les aciers après laquelle il n'y a plus d'écroutissage. Cette température est égale à 0,6 fois la température de fusion du matériau étudié sur une échelle absolue, ce qui donne  $T_{mq} = 779^{\circ}\text{C}$ . Cette valeur reste cependant théorique et approximative.

### Identification des paramètres

Le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation du comportement mécanique de ce modèle de Johnson-Cook modifié est égal à celui précédemment calculé pour le modèle de Johnson-Cook classique. De même, étant donné que le paramètre de sensibilité à la température du modèle de Johnson-Cook a été calculé à partir de l'évolution de la limite d'élasticité avec la température, on a  $m_{\sigma_0} = m$ . Le seul paramètre restant à identifier pour ce modèle est donc  $m_{\sigma}$ .

Étant donné le comportement plastique pur du matériau observé lors des essais expérimentaux à  $720^{\circ}\text{C}$ , le paramètre  $m_{\sigma}$  évolue en fonction de la température jusqu'à atteindre une valeur proche de 0. En effet, si  $S_{\sigma}(T)$  atteint une valeur proche de 0, tant en restant positif, l'ensemble  $K(\bar{\varepsilon}^p)^n \times S_{\sigma}(T)$  devient négligeable devant la limite d'élasticité  $\sigma_0 \times S_{\sigma_0}(T)$ . En 2005, Rohr *et al.* [74] modifie la loi de Johnson-Cook en définissant un paramètre de sensibilité à la température de la loi d'écroutissage isotrope comme étant une droite linéaire fonction de  $T$ . Ce type de modélisation est utilisé ici. Le paramètre  $m_{\sigma}$  est identifié par un processus d'optimisation entre les résultats des essais expérimentaux de traction à différentes températures et les résultats de la simulation du modèle numérique paramétré de l'essai. Les paramètres identifiés pour le matériau d'étude conformément à ce modèle de comportement sont donnés dans le tableau 4.5.

Modèle de Johnson-Cook modifié
$K = 392,9 \text{ MPa}$
$n = 0,42$
$\sigma_0 = 566 \text{ MPa}$
$m_{\sigma_0} = 0,757$ et $m_{\sigma} = 1,172$ pour $T \leq 350^{\circ}\text{C}$
$m_{\sigma_0} = 0,571$ et $m_{\sigma}(T) = -0.0213T + 21,2$ pour $T \geq 550^{\circ}\text{C}$
$A = 0,008$

Tab. 4.5: Paramètres du modèle de Johnson-Cook modifié associé au critère de von Mises  
Parameters of modified Johnson-Cook model with the von Mises' criterion

### Résultats de simulations d'essais avec le modèle de Johnson-Cook modifié

La figure 4.3.8 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Johnson-Cook modifiée avec les données expérimentales des essais de traction pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Cette modélisation est bien adaptée à la description du comportement thermo-plastique du matériau d'étude à cette vitesse de déformation.

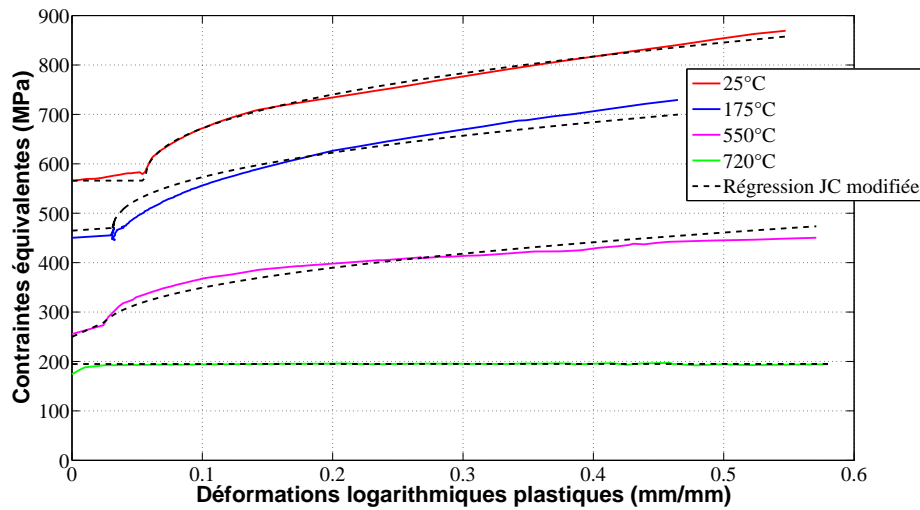


Fig. 4.3.8: Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimental data at several temperatures with a strain rate of  $1 \times 10^{-1}/s$ .

La figure 4.3.9 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Johnson-Cook modifiée avec les données expérimentales des essais de traction sur le dispositif de barres d'Hopkinson pour différentes températures à une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . La modélisation du comportement thermo-plastique du matériau d'étude est bien adaptée jusqu'à 400°C. Cependant, à 720°C, le comportement thermo-mécanique est sous-estimé de plus de 50 % par ce modèle.



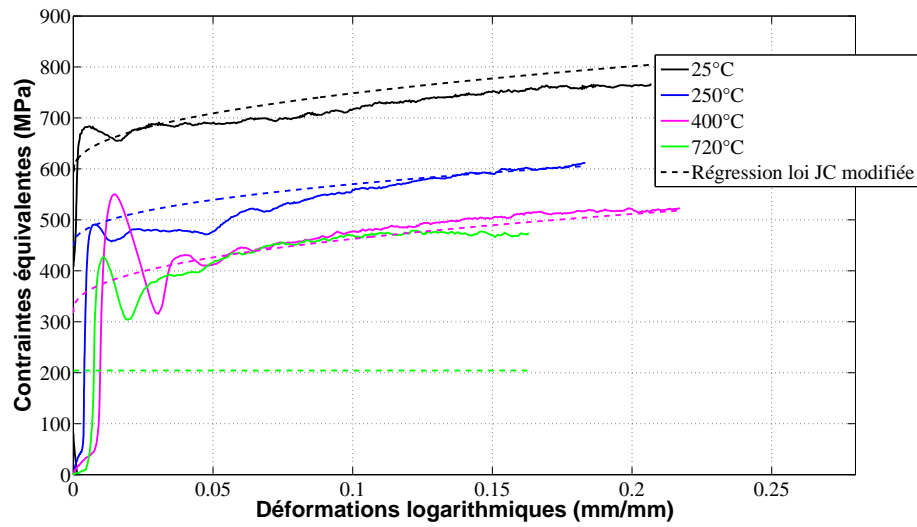


Fig. 4.3.9: Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimental data at several temperatures with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

#### Conclusion sur le modèle de Johnson-Cook modifié

Le domaine de validité de ce modèle de Johnson-Cook modifié est plus large en prenant en compte le découplage de la dépendance de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope à la température. Les prédictions sont bonnes sur toute la plage de température à une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Mais les effets du couplage température/vitesse de déformation influent sur le comportement du matériau à une plus grande vitesse de déformation. En effet, à une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ , les prédictions du modèle sont uniquement bonnes jusqu'à une température de 400°C.

Le tableau 4.6 indique les paramètres du modèle de Johnson-Cook nécessaire pour une bonne prédiction à 720°C pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . La figure 4.3.10 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Johnson-Cook modifiée avec les données expérimentales des essais de traction à 720°C pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . Cependant, étant donné le cadre industriel où l'on cherche à appliquer cette modélisation, il n'y a aucun intérêt à chauffer le matériau étudié à une température de 720°C alors qu'il présente la même résistance mécanique à 400°C.

$K(MPa)$	$n$	$\sigma_0(MPa)$	$m_{\sigma_0}$	$m_{\sigma}$	$A$
392,9	0,42	566	1	30	0,008

Tab. 4.6: Paramètres du modèle de Johnson-Cook modifié associé au critère de von Mises à 720°C pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Parameters of modified Johnson-Cook model with the von Mises' criterion at 720°C with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

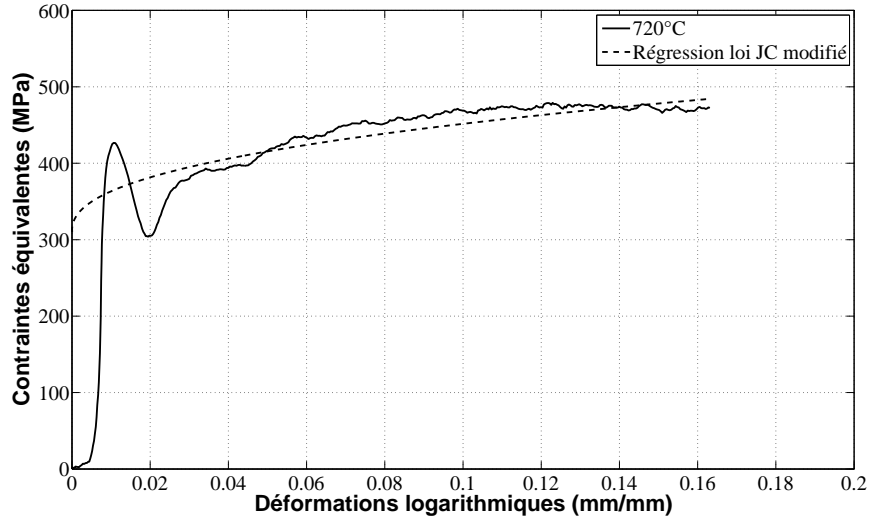


Fig. 4.3.10: Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à 720°C pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimental data at 720°C with a strain rate of  $4 \times 10^2/s$ .

Ce type de modèle de comportement ne permet pas de prendre en compte la modélisation et l'origine physique des bandes de Piobert-Lüders (cf. annexe A) jusque là simplement modélisées par une fonction linéaire. Une solution pour les prendre en compte directement consiste à utiliser une loi d'écrouissage isotrope utilisant la fonction exponentielle telle que la loi de Voce.

#### 4.3.4.3 Loi de Voce modifiée

La modélisation du comportement thermo-visco-plastique est effectuée à l'aide de la loi de Voce (cf. relation 4.11) :

$$dR = \sum_{i=1}^{N_R} dR_i, \quad dR_i = \theta_i \left( 1 - \frac{R_i}{Q_i} \right) dp \quad (4.32)$$

avec  $N_R$  le nombre de termes définissant l'écroutissement isotrope,  $R_i$  la variable partielle d'écroutissement isotrope,  $\theta_i$  la vitesse initiale d'écroutissement du terme  $i$  et  $Q_i$  la valeur de saturation du terme  $i$ .

En 2008, Tarigopula *et al.* [87] utilisent la loi de Voce pour modéliser le comportement viscoplastique d'un acier DP800 sur une large gamme de vitesses de déformation comprises entre  $10^{-3}/s$  et  $6.10^2/s$  à température ambiante. Le modèle est développé avec  $N_R = 2$  et une sensibilité à la vitesse de déformation sous la forme d'une loi puissance, ce qui donne la relation suivante :

$$R(\dot{\varepsilon}^p) = \sum_{i=1}^2 Q_i \left( 1 - \exp \left( -\frac{\theta_i}{Q_i} \cdot \dot{\varepsilon}^p \right) \right) \left( 1 + \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p} \right)^A \quad (4.33)$$

Cette forme est particulièrement adaptée pour modéliser l'origine physique des bandes de Piobert-Lüders.

### Gestion des bandes de Piobert-Lüders

La modélisation des bandes de Piobert-Lüders est souvent négligée. Pour prendre en compte ce phénomène, Tsukahara et Iung [92] ont modélisé le comportement local du matériau en utilisant deux droites, l'une décroissante et l'autre croissante afin de reproduire le décrochement observé sur la courbe expérimentale (*cf.* annexe A). La même idée a été reprise par Ballarin *et al.* [10] mais en introduisant une fonction exponentielle dans la modélisation pour décrire le comportement local caractéristique des bandes de Piobert-Lüders. Le choix a donc été fait de modéliser les bandes de Piobert-Lüders à l'aide de la loi de Voce modifiée en prenant  $N_R = 3$ , un terme étant destiné à la modélisation des bandes de Piobert-Lüders et les deux autres à la modélisation de la loi d'écroutissement isotrope. On obtient alors après intégration de la relation 4.32 la loi d'écroutissement isotrope suivante :

$$R = \sum_{i=1}^3 Q_i \left( 1 - \exp \left( -\frac{\theta_i}{Q_i} \cdot \dot{\varepsilon}^p \right) \right) \quad (4.34)$$

avec  $Q_1$ ,  $Q_2$ ,  $Q_3$ ,  $\theta_1$ ,  $\theta_2$  et  $\theta_3$  des constantes du matériau à identifier. Les paramètres  $Q_1$  et  $\theta_1$  sont des termes négatifs pour modéliser les bandes de Piobert-Lüders.

Une des difficultés à simuler numériquement les bandes de Piobert-Lüders réside dans le fait que ce phénomène est à la fois un problème mécanique et un phénomène physique lié à la microstructure du matériau (voir annexe A). En 1998, Tsukahara *et al.* [92] ont montré que la méthode des éléments finis peut être utilisée pour simuler les bandes de Piobert-Lüders. La solution consiste à insérer dans le modèle un comportement plastique local similaire à celui

décrit par Hahn [32] ou par Hähner [33] comme le montre la figure 4.3.11. Dans cette figure, le point A prend en compte le blocage initial des dislocations, il représente la contrainte nécessaire à atteindre pour les débloquent ou les multiplier. Le segment AB représente la propagation des bandes à travers deux joints de grains. Enfin, le segment BC illustre le début de l'écrouissage isotrope.

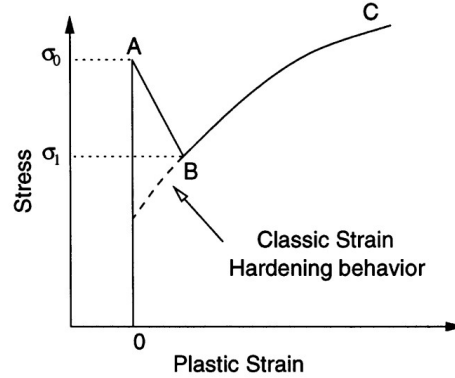


Fig. 4.3.11: Modélisation proposée par Hahn [32] pour décrire le comportement plastique locale.  
Typical stress-strain curve proposed by Hahn [32] to describe the local plastic behavior.

La loi de Voce avec  $N_R = 3$  permet de reproduire le modèle de comportement plastique local tel qu'il est décrit par Hahn. La figure 4.3.12 montre un aperçu de la modélisation du comportement local obtenu avec cette loi. Les paramètres identifiés pour cette modélisation à 25°C sont regroupés dans le tableau 4.7. Cette modélisation nécessite donc un minimum de 7 paramètres pour une description du comportement à 25°C contrairement aux 3 paramètres nécessaires à la définition du modèle précédent.

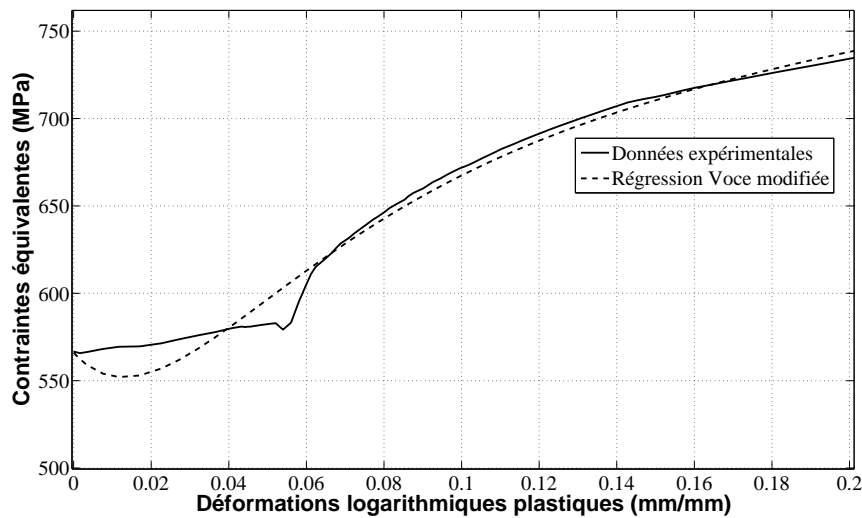


Fig. 4.3.12: Aperçu du début de la loi de Voce généralisée.  
Glimpse of the beginning of the generalized Voce's law.

Modèle de Voce modifié
$Q_1^0 = -227,8 \text{ MPa}$
$Q_2^0 = 4215 \text{ MPa}$
$Q_3^0 = 333,3 \text{ MPa}$
$\theta_1 = -9600 \text{ MPa}$
$\theta_2 = 365 \text{ MPa}$
$\theta_3 = 6765 \text{ MPa}$

Tab. 4.7: Paramètres du modèle de Voce modifié associé au critère de von Mises à 25°C pour une modélisation des bandes de Piobert-Lüders.

Parameters of modified Voce model with the von Mises' criterion at 25°C to modelise Piobert-Lüders' bands.

Dans la suite de ce chapitre, les bandes de Piobert-Lüders ne sont pas modélisées pour garder un nombre raisonnable de paramètres.

### Identification des paramètres

En supposant une dépendance découplée à la température de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope, c'est à dire avec une dépendance distincte de la valeur de saturation  $Q_i$  et  $N_R = 2$ , on obtient la modélisation suivante :

$$R(\dot{\varepsilon}^p, T) = \left[ \sigma_0 \times S_{\sigma_0}(T) \times \left( 1 + A \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p} \right) \right) + \sum_{i=1}^2 Q_i \left( 1 - \exp \left( -\frac{\theta_i}{Q_i} \cdot \bar{\varepsilon}^p \right) \right) \right] \quad (4.35)$$

avec

$$Q_i(\dot{\varepsilon}^p, T) = Q_i^0 S_Q(T) \left( 1 + A \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p} \right) \right) \quad (4.36)$$

et

$$S_Q(T) = 1 - T_*^{m_Q} \quad (4.37)$$

où  $Q_i^0$  représente la valeur de saturation du terme  $i$  de l'écrouissage isotrope lorsque  $\dot{\varepsilon}^p \rightarrow 0$  et  $T = T_0$ ,  $\dot{\varepsilon}_0$  est le taux de déformation de référence, et  $A$ ,  $m_Q$  définissent respectivement le paramètre de sensibilité au taux de déformation et à la température. La dépendance à la température de la limite d'élasticité  $S_{\sigma_0}(T)$  est identique à celle déjà définie précédemment. Les paramètres identifiés pour ce modèle sont donnés dans le tableau 4.8.

Modèle de Voce modifié
$Q_1^0 = 104,3 \text{ MPa}$ $Q_2^0 = 809,6 \text{ MPa}$ $\theta_1 = 4311 \text{ MPa}$ $\theta_2 = 468.3 \text{ MPa}$
$m_{\sigma_0} = 0,757$ et $m_Q = 1$ pour $T \leq 350^\circ\text{C}$ $m_{\sigma_0} = 0,571$ et $m_Q(T) = -0.003T + 2,9$ pour $T \geq 550^\circ\text{C}$
$A = 0,008$

Tab. 4.8: Paramètres du modèle de Voce modifié associé au critère de von Mises.  
Parameters of modified Voce model with the von Mises' criterion.

### Résultats de simulations d'essais avec le modèle de Voce

La figure 4.3.13 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Voce modifiée avec les données expérimentales des essais de traction pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ . Cette modélisation est bien adaptée à la description du comportement thermo-plastique du matériau d'étude à cette vitesse de déformation.

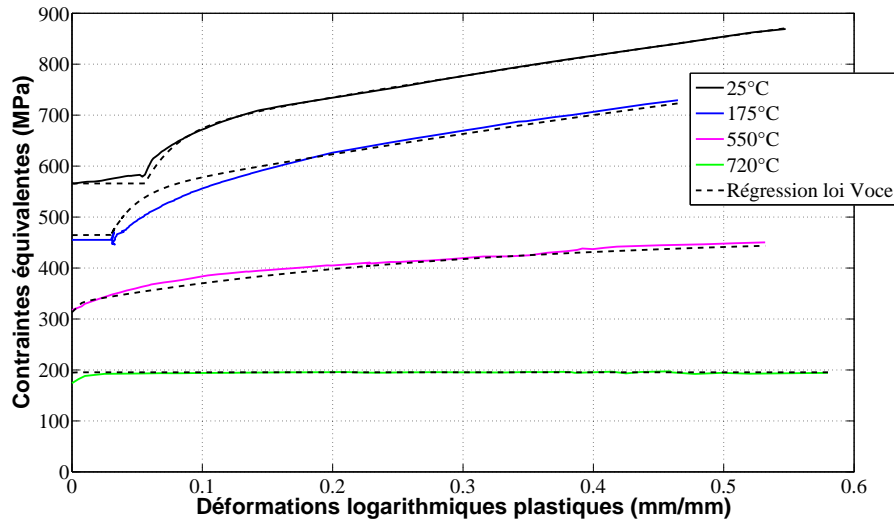


Fig. 4.3.13: Comparaison entre le modèle de Voce modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $1 \times 10^{-1}/s$ .

Comparison between the modified Voce model and experimental data at several temperatures with a strain rate at  $1 \times 10^{-1}/s$ .

La figure 4.3.14 présente la comparaison entre les résultats issus de la modélisation basée sur la loi de Voce modifiée avec les données expérimentales des essais de traction sur le dispositif de barres d'Hopkinson pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ . Les mêmes conclusions que pour le modèle précédent peuvent être faites. Il est difficile de définir des paramètres pour

modéliser le comportement du matériau à 720°C étant donné qu'à cette température, il n'y a plus d'écrouissage.

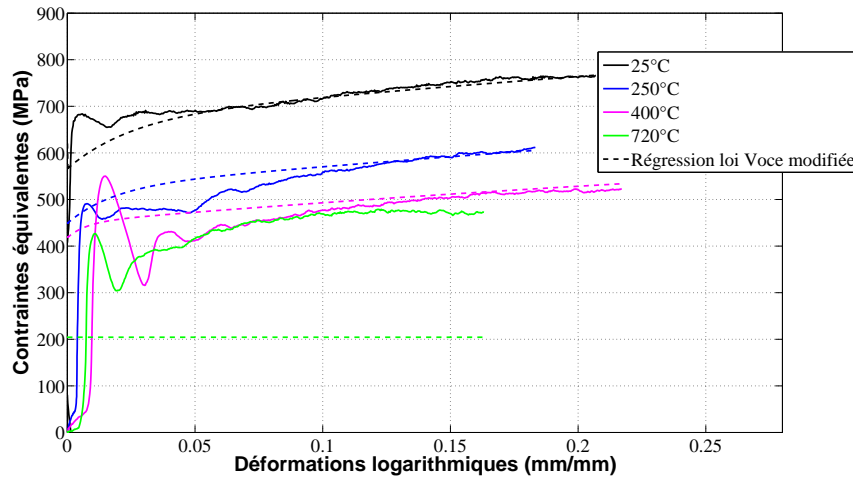


Fig. 4.3.14: Comparaison entre le modèle de Voce modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ .

Comparison between the modified Voce model and experimental data at several temperatures with a strain rate at  $4 \times 10^2/s$ .

#### 4.3.4.4 Conclusion sur les modèles de comportement thermo-visco-plastiques

Chacun des modèles testés possèdent son propre domaine de validité. Le modèle de Johnson-Cook classique avec un seul paramètre de sensibilité à la température et à la vitesse de déformation a un domaine de validité limité. Sa prédiction est bonne pour de faibles températures (jusqu'à 250°C à une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ ) mais diverge ensuite. Il est pénalisé par le découplage de la dépendance à la température de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope.

Le modèle de Johnson-Cook modifié et le modèle de Voce modifié prennent en compte ce découplage. Ces modèles donnent une bonne prédiction du comportement du matériau pour les deux vitesses de déformation étudiées. Le comportement reste cependant difficile à modéliser à 720°C étant donné qu'à cette température, il n'y a plus d'écrouissage. Le comportement devient parfaitement plastique.

La modélisation du comportement du matériau à l'aide d'une loi de Voce permet de reproduire le phénomène physique à la base de la création des bandes de Piobert-Lüders. Cependant cette prise en compte nécessite l'utilisation de 7 paramètres à température ambiante rendant l'identification coûteuse en temps.

## 4.4 Une nouvelle approche de la modélisation

Les modèles de comportement phénoménologiques développés dans les paragraphes précédents pour décrire le comportement du matériau entraînent l'utilisation et donc l'identification de paramètres de plus en plus nombreux. Ces modèles de plus en plus complets permettent une bonne description du comportement du matériau au prix d'une identification coûteuse. Cependant, certains phénomènes ne peuvent pas être modélisés par ces types de modèle de comportement et nécessitent de comprendre les mécanismes physiques liés à la déformation plastique, tels que la définition du module d'élasticité apparent ou la délimitation du domaine élastique. En effet, le module d'élasticité est très souvent identifié par un essai de traction ou par des méthodes non destructives telles que par la mesure du temps de vol d'ondes ultrasonores ou par la mesure du signal de vibration en flexion (*cf.* sous-section 2.2.3). Chacune de ces méthodes déterminent un module différent appelé « apparent », proche du « véritable » module d'élasticité du matériau mais qui incluent certaines contributions.

Une alternative au modèle de comportement phénoménologique consiste donc à reproduire les mécanismes physiques à l'échelle du grain en limitant le nombre de paramètres [9]. Ces modèles se fondent donc sur une identification de paramètres à l'échelle microscopique plutôt qu'à l'échelle macroscopique comme c'est le cas pour les modèles phénoménologiques.

Cette section propose une nouvelle approche de la modélisation permettant de reproduire les mécanismes physiques liés au module d'élasticité et aux limites du domaine élastique. Elle se base sur de récents travaux sur la modélisation cristalline [24, 71]. Ce type de modélisation est fondé sur plusieurs constatations, dont une est la considération de la taille du VER, le Volume Élémentaire Représentatif.

### 4.4.1 Volume Élémentaire Représentatif

Le VER désigne le volume minimal de matière dont le comportement ne diffère pas du comportement moyen d'un matériau homogène. Dans les modèles de comportement phénoménologiques, la taille du VER intègre un nombre suffisant de grains nécessaires à la description du comportement du matériau avec les paramètres identifiés à partir des observations expérimentales à l'échelle macroscopique. Dans le cas des modèles physiques, le VER, dont la taille est inférieure à la dimension d'un grain, est difficilement observable et nécessite une caractérisation monocristalline. La taille proposée dans la suite de cette approche permet d'englober un ensemble composé de plusieurs grains, taille intermédiaire entre les modèles ci-dessus, afin de se placer entre les deux échelles.



#### 4.4.2 Vers une modélisation physique du comportement élastique

Un des phénomènes physiques difficilement modélisables par les modèles de comportement phénoménologiques concerne le module d'élasticité. Celui déterminé par un essai de traction est un module « apparent » où intervient la raideur du matériau, mais aussi d'autres contributions. En effet, macroscopiquement, le domaine élastique d'un matériau est supposé sans déformation plastique. Or, sur des matériaux tels que certains aluminiums, la délimitation du domaine élastique est rendue difficile par l'apparition d'une déformation plastique prématurée microscopique, appelée microplasticité. La question de la modélisation de ce phénomène se pose alors. Lorsqu'il est déterminé par une méthode non destructive, on suppose que cela implique des contraintes faibles ne dépassant pas les contraintes seuils de friction du réseau. On suppose donc que le module déterminé fait abstraction de la contribution de la microplasticité. Finalement, le module d'élasticité peut être modélisé comme un module apparent  $E_{app}$  avec différentes contributions : (i) la raideur d'un VER microscopique dont la taille est proche d'un grain, (ii) la raideur d'un VER macroscopique représentant la structure cristalline et (iii) la plasticité prématurée du matériau. La figure 4.4.1 illustre cette décomposition avec les différentes contributions dont chacune est représentée par un modèle rhéologique simple. La contribution  $E_0$  et  $E_s$  représente respectivement la raideur découlant de l'élasticité des grains et celle découlant de la structure cristalline. La plasticité prématurée du matériau peut être modélisée par un modèle rhéologique simple unidimensionnel correspondant à un modèle élasto-plastique parfait composé d'un ressort linéaire de raideur  $G$  et d'un frotteur de seuil constant  $s$  montés en série. Ce modèle est appelé modèle élémentaire de Saint Venant dont les paramètres sont définis par le couple  $(G, s)$ .

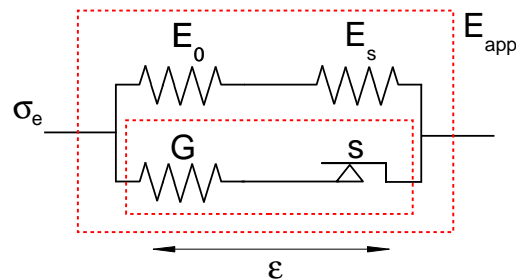


Fig. 4.4.1: Modèle rhéologique d'élasticité unidirectionnel avec les contributions  $E_0$ ,  $E_s$  et les paramètres  $(G, s)$  du modèle de Saint-Venant.

Unidirectional elasticity rheological model with contributions  $E_0$ ,  $E_s$  and the couple of parameters  $(G, s)$  for the Saint-Venant's model.

Pour décrire le comportement élastique d'un matériau, il faut renseigner dans un logiciel de calcul par éléments finis une valeur du module d'élasticité. La question se pose alors de savoir de quel module il s'agit. S'agit-il du module d'élasticité d'un VER dont il faut définir la taille (macroscopique ou microscopique) ou bien s'agit-il du module « apparent » incluant une éventuelle contribution de la microplasticité ?

De plus, dans un logiciel de calcul par éléments finis, le passage du domaine élastique à la courbe de référence plastique est représenté par la première ligne de la description tabulaire. Cette valeur reste alors identique sur tout le maillage tout au long de la simulation. Or, est-ce vraiment le cas sur un procédé réel ? Une valeur identique de la limite d'élasticité sur l'ensemble d'une pièce supposerait que celle-ci soit parfaitement homogène. Il est donc plus vraisemblable de supposer que la limite d'élasticité soit tantôt plus faible, tantôt plus importante, qu'une limite d'élasticité  $\sigma_0$  « moyenne » déterminée par un essai mécanique. Une modélisation de la limite d'élasticité par une densité de distribution peut reproduire ce phénomène. De récents travaux sur la distribution des contraintes seuil de plasticité ont montré que le comportement du matériau peut être reproduit en utilisant une distribution de Rayleigh [71]. La figure 4.4.2 illustre la loi de distribution choisie pour représenter la densité des contraintes seuils de plasticité. La densité de distribution de Rayleigh s'écrit de la manière suivante :

$$P(s/\theta) = \frac{\sigma}{\theta^2} e^{\frac{-s^2}{2\theta^2}} \quad (4.38)$$

où  $\theta$  pilote à la fois la moyenne et l'écart-type de la distribution de Rayleigh.

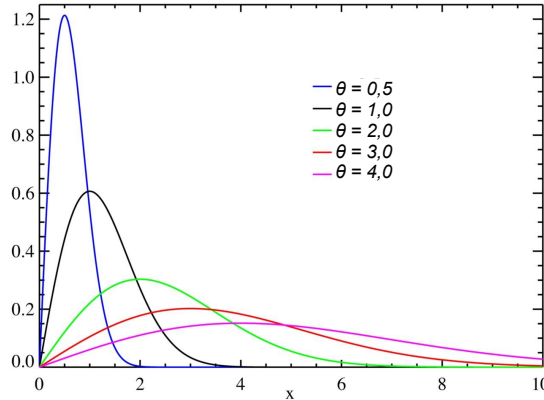


Fig. 4.4.2: Distribution de Rayleigh pour  $\theta$  variant de 0,5 à 4  
Rayleigh's distribution for  $\theta$  between 0,5 and 4

Cette nouvelle approche sur la modélisation du comportement du matériau basée sur les mécanismes physiques est une piste pour reproduire certains phénomènes difficilement modélisables par les modèles de comportement phénoménologiques. La loi de Rayleigh permet de distribuer une loi de comportement différente sur chaque élément qui compose le maillage d'une pièce. Les premiers résultats obtenus par Raujol-Veillé [71] pour prendre en compte des hétérogénéités telles que l'anisotropie sur un acier de nuance DC03 ont montré une bonne prédiction du modèle mais des temps d'identification excessivement longs de l'ordre de quelques semaines étant donnée la subdivision nécessaire en 24 000 éléments du maillage pour être utilisé en milieu industriel.

## 4.5 Conclusion et synthèse

Ce chapitre aborde la modélisation du comportement du matériau. La formulation des modèles de comportement élasto-plastiques est présentée. Cette formulation est ensuite étendue aux modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques. Une stratégie de modélisation est alors mise en place dont l'objectif est de trouver un compromis entre la qualité des résultats d'un modèle et le coût et le délai d'identification des paramètres du modèle. Une étude sur la sensibilité du comportement à la température a montré un découplage de la dépendance de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope. Ce découplage doit être pris en compte pour une meilleure description du comportement. Trois modèles de comportement ont été étudiés et leurs paramètres ont été identifiés. Le tableau 4.9 récapitule les principaux éléments de ces modèles.

Modèle de comportement	Modèle de Johnson-Cook	Modèle de Johnson-Cook modifié	Modèle de Voce modifié
Loi isotrope	Loi de Ludwick $\sigma_0 + K (\bar{\varepsilon}^p)^n$	Loi de Ludwick $\sigma_0 + K (\bar{\varepsilon}^p)^n$	Loi de Voce
Critère de plasticité	von Mises	von Mises	von Mises
Sensibilité à la température	$(1 - T_*^m)$	$(1 - T_*^m)$	$(1 - T_*^m)$
Sensibilité à la vitesse de déformation	$\ln(1 + A \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p})$	$\ln(1 + A \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p})$	$\ln(1 + A \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p})$
Découplage limite d'élasticité/loi isotrope	non	oui	oui
Gestion des bandes de Lüders	par fonction linéaire	par fonction linéaire	par une fonction exponentielle
Domaine de validité	$[25^\circ\text{C}, 250^\circ\text{C}]$ quelle que soit la vitesse	$[25^\circ\text{C}, 720^\circ\text{C}]$ à $1 \times 10^1/s$ $[25^\circ\text{C}, 720^\circ\text{C}]$ à $4 \times 10^2/s$	$[25^\circ\text{C}, 720^\circ\text{C}]$ à $1 \times 10^1/s$ $[25^\circ\text{C}, 720^\circ\text{C}]$ à $4 \times 10^2/s$

Tab. 4.9: Tableau récapitulatif des principaux éléments des modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques

Le modèle le plus simple, celui de Johnson-Cook, ne prend pas en compte le découplage de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope. Son domaine de validité est donc limité mais suffisant pour une description du comportement à basses températures. La gestion des bandes de Lüders dans ce modèle est réalisée par une fonction linéaire.

Le modèle de Johnson-Cook modifié et le modèle de Voce modifié, utilisés et identifiés dans la suite de ce chapitre, donnent une meilleure prédiction du comportement du matériau au prix

de paramètres supplémentaires. De plus, l'utilisation d'un modèle de Voce modifié permet de reproduire le phénomène physique à l'origine de la création de bandes de Piobert-Lüders mais cela nécessite l'introduction de paramètres supplémentaires. En effet, sans prendre en compte la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation, le nombre de paramètres pour un tel modèle s'élève à 7.

Une nouvelle approche de la modélisation basée sur des mécanismes physiques pourrait être envisagée. Cette modélisation, basée sur l'utilisation de densité de probabilité pour décrire le comportement d'un VER préalablement défini, permettrait une description physique de certains phénomènes difficilement modélisables par les modèles de comportement phénoménologiques. Cependant, de premiers résultats ont indiqué un délai d'obtention des paramètres excessivement long.



# Conclusion générale et perspectives

La simulation numérique des procédés de mise en forme s'étend de jour en jour au sein des entreprises y compris dans les PME. Pour optimiser la mise au point de ces procédés, les industriels ont recours au développement de modèles numériques virtualisant l'opération. Pour parvenir à des résultats suffisamment précis pour envisager des corrections d'outils, il convient de suivre une procédure rigoureuse tout au long des différentes étapes du processus de modélisation.

Il s'agit tout d'abord de caractériser le comportement du matériau dans des conditions similaires à celles qui sont imposées par le processus. Puis, à partir de la base expérimentale, il s'agit de trouver les paramètres du modèle le plus apte à restituer le comportement du matériau dans ces conditions. Ils sont déterminés soit en mode direct lorsque les essais s'y prêtent soit par identification inverse lorsque l'on ajuste les coefficients pour minimiser les écarts entre les résultats du modèle et les résultats d'expériences. Le modèle numérique du procédé est ensuite construit en veillant à reproduire au mieux les conditions du procédé. Cette procédure est relativement bien maîtrisée dans le cas d'opérations classiques telles que l'emboutissage mais peut devenir rapidement compliquée pour d'autres procédés appliquant des conditions plus sévères au matériau. C'est le cas par exemple du formage incrémental où les vitesses de déformation élevées imposées aux matériaux ont une incidence qui doit être prise en compte. De plus, l'industriel peut être amené à chauffer ses pièces afin de les rendre plus ductile et éviter la rupture précoce par localisation. Les trajets de chargement sont quant à eux particuliers avec des modes de déformation combinant, flexion, expansion, laminage et galetage.

Dans ces conditions, il s'agit donc de définir des procédures de caractérisation spécifiques qui reproduisent au mieux les conditions de ces procédés tout en déterminant les contraintes et les déformations. Cette thèse est donc centrée sur la caractérisation et la modélisation de tôle en acier dur de type C68. Il s'agit de définir le comportement thermo-élasto-visco-plastique du matériau et le modèle à utiliser dans la simulation numérique d'une opération industrielle de formage incrémental dans des conditions étendues de températures et de vitesses de déformation.

La caractérisation du comportement élastique a été menée à température ambiante avec différentes méthodes qui ont des orientations plutôt différentes : *(i)* par un essai mécanique de

traction, *(ii)* par mesure du temps de propagation d'ondes ultrasonores et *(iii)* par mesure du signal de vibration en flexion. La première méthode consiste à mesurer un module d'élasticité moyen à partir de la courbe expérimentale d'un essai de traction. Elle intègre sans doute l'effet de pseudoélasticité (micro-mouvements réversibles de boucle de dislocations) mais aussi de microplasticité (déplacements irréversibles de boucles de dislocations). Le module d'élasticité déterminé avec cette méthode est dépendant de la déformation plastique. Celle-ci permet de retrouver le comportement du matériau au prix toutefois d'une entorse à la prise en compte d'une élasticité pure d'un point de vue plus fondamental. Les autres méthodes de caractérisation du module d'élasticité (ultrasons, vibrations) permettent de déterminer des valeurs de module moins affectées par les phénomènes mentionnés. De plus, ces méthodes donnent une détermination du coefficient de Poisson difficilement accessible.

La caractérisation du comportement plastique de tôles est un exercice particulier car toutes les directions de sollicitation ne sont pas accessibles du fait de la géométrie de la tôle. La procédure expérimentale pour une caractérisation du comportement plastique du matériau nécessite un essai bien maîtrisé capable d'atteindre une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^2/s$  et de chauffer un échantillon jusqu'à  $720^\circ\text{C}$ . C'est pourquoi, malgré l'engouement actuel pour les essais complexes à chargement multiples, l'essai de traction reste incontournable en dépit de ces limitations. L'effet de la localisation est compensé par l'utilisation de l'analyse d'images de la surface au cours de la déformation. Elle permet d'extraire des informations de tout point de la surface, y compris dans la zone de striction. Toutefois, il est nécessaire de recourir à une méthode d'extrapolation pour obtenir des informations sur le comportement du matériau dès l'instant où les contraintes ne sont plus conformes à l'hypothèse de contrainte uniaxiale. Des essais de cisaillement complètent la caractérisation à température ambiante. Ceux-ci sont par contre plus difficiles à mettre en œuvre lors d'essais en température soit pour des problèmes de diffusion lors d'un chauffage localisé soit pour des problèmes de tenue du dispositif de cisaillement lorsqu'il est installé dans une enceinte thermique.

Le matériau C68 est donc caractérisé par des essais de traction à différentes vitesses de déformation allant de  $1 \times 10^{-3}$  à  $4 \times 10^2/s$  à température ambiante. Les essais pour des vitesses allant jusqu'à  $1 \times 10^{-1}/s$  sont effectués sur une machine de traction traditionnelle. Les essais dynamiques sont effectués sur un dispositif de barres d'Hopkinson. Ils sont filmés par une caméra rapide afin de déterminer les déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images. Des essais sur des éprouvettes découpées à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  de la direction de laminage sont effectués. Les coefficients d'anisotropie sont ensuite mesurés en déterminant la pente des déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans l'épaisseur de l'éprouvette, pour chacune des directions étudiées. Des essais de cisaillement cycliques sont effectués à une vitesse de déformation de  $10^{-2}/s$ . La présence de bandes de Piobert-Lüders a été observée ainsi qu'une faible sensibilité à la vitesse de déformation et une

faible anisotropie.

Pour être dans des conditions les plus proches possibles de celles imposées par le procédé de mise en forme étudié, les moyens de caractérisation doivent être adaptés pour appliquer les mêmes sollicitations. Cela signifie dans notre cas qu'il faut rester dans la plage de températures du procédé lors des essais d'où la nécessité d'une caractérisation du matériau dans un intervalle de températures compris entre 25°C et 720°C. La caractérisation du comportement du matériau est conduite à différentes températures de 25°C à 720°C. La caractérisation du comportement thermo-élastique est menée sur un intervalle de températures compris entre 25°C et 800°C sur un dispositif expérimental combinant le chauffage d'un échantillon dans une enceinte thermique avec la technique d'excitation par impulsion. Les résultats ont montré une forte dépendance du module d'élasticité à la température.

La pratique d'essais de caractérisation du comportement plastique à température élevée est source de difficultés expérimentales supplémentaires. La première porte sur l'utilisation d'un dispositif de chauffage permettant d'exercer un chauffage ciblé et contrôlé sur une surface déterminée d'un échantillon métallique. Une seconde difficulté a trait à la mesure des déplacements d'un échantillon chauffé et soumis à un effort mécanique. La détermination du comportement dans un large domaine thermo-plastique nécessite donc un dispositif particulier. Dans le cas présent, un système de chauffage par induction et un contrôle de la température par pyrométrie pour un chauffage rapide et précis sont adoptés. La mesure des champs de déplacement se fait par corrélation d'images numériques associée à une technique de marquage électrochimique. Un filtrage est cependant nécessaire pour l'acquisition des images à cause des rayons infrarouges intervenant à partir de 450°C. Le dispositif de barres d'Hopkinson est utilisé pour les vitesses élevées.

Ce dispositif original a été mis au point dans le cadre de cette thèse et validé par des essais de caractérisation sur le C68, peu caractérisé jusqu'à présent. Dans le domaine thermo-plastique, les résultats des essais ont indiqué une importante sensibilité à la température sur la plage étudiée. On note également une zone de sensibilité négative à la température dépendante de la vitesse de déformation. Il est intéressant de noter qu'à une vitesse de déformation de  $4 \times 10^2/s$ , le comportement mécanique pour une température de 400°C est semblable à celui obtenu à 720°C. Cela signifie qu'une mise en forme à 720°C est inutile étant donné qu'une température de formage de 400°C procure la même malléabilité du matériau pour un coût en énergie moindre. Le C68 est faiblement anisotrope jusqu'à une température de 450°C et devient quasiment isotrope au-delà. L'hypothèse est donc prise de supposer le C68 isotrope sur toute la gamme de température étudiée. De même, les bandes de Piobert-Lüders sont visibles jusqu'à 200°C.

Le matériau est donc sensible à la vitesse de déformation et à la température. Il convient donc de définir un modèle qui intègre ces dépendances. La modélisation du comportement global



de ce matériau nécessite la détermination des différents couplages des effets des changements combinés des paramètres pour définir un modèle efficace présentant un bon ratio qualité/coût-délai. En effet, la modélisation du comportement thermo-élasto-visco-plastique du matériau résulte d'un compromis entre la qualité des résultats et le coût et le délai mis pour réaliser l'identification des paramètres du modèle. Le plus simple des modèles, le modèle de Johnson-Cook avec un paramètre de sensibilité à la température et un paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation, décrit le comportement sur un domaine limité. Il convient alors d'ajouter des paramètres à ce modèle pour prendre en compte le découplage de la dépendance de la limite d'élasticité et de l'écrouissage isotrope à la température. Ainsi les paramètres de différents modèles de comportement représentant plus ou moins finement le comportement du matériau sont identifiés, ainsi que leur domaine de validité respectif.

## Perspectives de ces travaux

Les perspectives de ces travaux sont à trois niveaux.

Le premier niveau concerne la caractérisation du comportement des matériaux. Une des questions touche à la détermination du module d'élasticité. La procédure à adopter pour sa détermination et son exploitation n'est toujours pas claire au vue des nombreuses contributions qui le constitue. Les modèles phénoménologiques restent limités quand on souhaite intégrer une large variété de phénomènes incluant notamment des couplages variés entre paramètres. La question de la mise en œuvre correcte d'une valeur du module d'élasticité fait partie de ces préoccupations. La question de la modélisation est alors posée. Le second niveau des perspectives touche donc à la recherche de nouveaux modèles. Il reste en effet à trouver des modèles capables d'intégrer un minimum de physique dans le comportement de façon à restituer les couplages de façon plus heuristique mais découlant d'une compréhension correcte de ces phénomènes. Le troisième niveau plus applicatif touche au matériau de l'étude pour lequel des propriétés particulières ont été mises en évidence mais où il reste encore des interrogation en suspens. C'est le cas par exemple de l'évolution de l'écrouissage cinématique avec la température. De même, l'étude du comportement élastique peut être complétée. En effet, il a été montré une dépendance du module d'élasticité avec la déformation plastique. Il serait alors intéressant d'étudier l'évolution de cette dépendance avec la température et pourquoi pas la vitesse de déformation.

# Annexe A

## Les bandes de Piobert-Lüders

Deux types principaux d'instabilités propagatives sont observées pour les alliages métalliques et sont associées à des phénomènes de vieillissement : les bandes de Piobert-Lüders et les bandes de déformation liées au phénomène Portevin-Le Châtelier (PLC). Une seule de ces instabilités est observée lors des essais qui ont été menés sur l'acier C68, les bandes de Piobert-Lüders. Elles n'existent cependant que dans des plages bien définies de températures et de vitesses de déformation.

Les bandes ont été observées pour la première fois par Piobert *et al.* [65] et puis par Lüders [54] sur les aciers doux communément appelées aujourd'hui bandes de Piobert-Lüders. Lorsque ces bandes apparaissent lors d'un essai de traction, la courbe de traction présente un pic en effort suivi d'un plateau comme on le voit sur la figure 2.2.1. Le régime élastique initial se termine par la limite supérieure d'élasticité  $R_{eH}$  suivie d'un crochet et d'un plateau (ou palier) où la contrainte reste à peu près constante, égale à la limite inférieure d'élasticité  $R_{eL}$ . À la fin de ce palier, l'écrouissage se met en place.

Les premières études sur les bandes de Piobert-Lüders ont montré que les bandes naissent au point correspondant à  $R_{eH}$  et se développent au cours du plateau. Elles sont décrites comme un front (ou des fronts) de déformation plastique localisé parcourant le corps de l'éprouvette comme le montre la figure A.1. Ce front sépare une zone de l'éprouvette déformée plastiquement d'une zone encore dans le domaine élastique [53]. La déformation plastique est alors concentrée dans les bandes inclinées d'environ  $50^\circ$  par rapport à l'axe de chargement qui apparaissent généralement, mais pas nécessairement, à l'une des extrémités de l'éprouvette, près d'un congé de raccordement, et se propagent vers l'autre extrémité à une vitesse généralement constante.

D'autres bandes peuvent apparaître au cours de ce développement mais, une fois que toute la surface est recouverte, le phénomène s'arrête et l'écrouissage commence avec une déformation

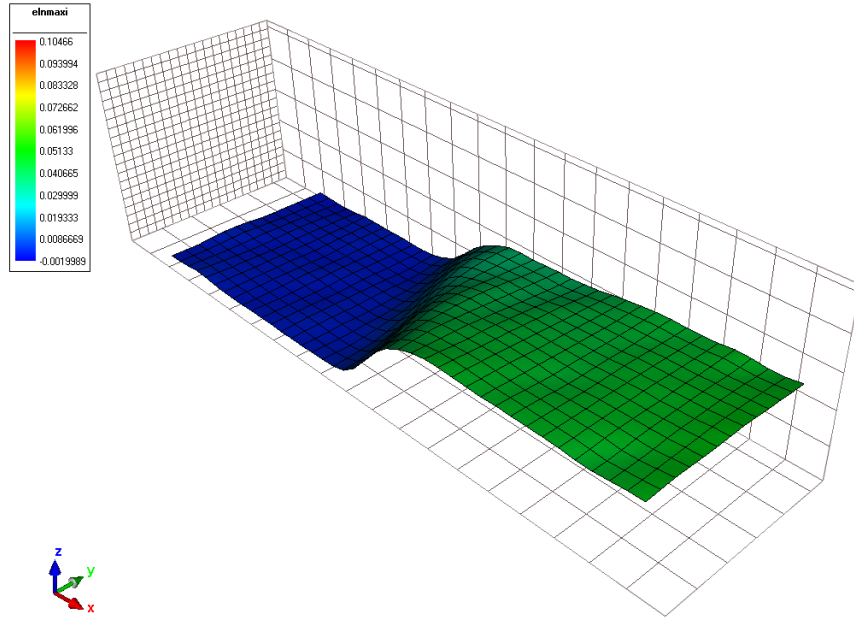


Fig. A.1: Visualisation des déformations lors du passage d'une bande de Piobert-Lüders lors d'un essai de traction.

*Strains during the passage of a Piobert-Lüders' band in a tensile test.*

homogène dans la zone utile de l'éprouvette [34]. A cet instant, toute la zone utile est dans un même état de déformation appelé déformation de Piobert-Lüders. L'ordre de grandeur de cette déformation est de quelques pourcents (environ 5 % pour le C68 d'après les courbes expérimentales de la sous-section 2.3.4.1)

En 1948, Cottrell [21] fut l'un des premiers à proposer, à l'échelle microscopique, une explication du mécanisme de propagation des bandes de Piobert-Lüders et du décrochement observé sur la courbe de traction expérimentale. Des impuretés présentes dans le métal (azote, carbone,...) diffusent et entourent les dislocations pour former un nuage d'impuretés (appelés atmosphères) bloquant le mouvement des dislocations. La densité initiale des dislocations mobiles juste avant la limite élastique est donc faible. Les dislocations sont fortement ancrées dans leurs atmosphères et ne peuvent être arrachées qu'en appliquant une contrainte très élevée. Dans la théorie de Cottrell, cette contrainte correspondait à la contrainte du plateau où la bande se propage : le déclenchement et la propagation des bandes de Piobert-Lüders étaient dus à l'arrachement des dislocations de leurs atmosphères. Johnson *et al.* [41] propose une autre explication selon laquelle le décrochage de la contrainte serait dû à une multiplication rapide des dislocations et à la dépendance en contrainte de la vitesse des dislocations.

Les mécanismes de création et de multiplication des dislocations sont étudiés par la suite dans les monocristaux et les polycristaux. Des modèles dynamiques de dislocation ont été proposés pour décrire la propagation de bandes de Lüders dans les polycristaux [33]. Ces modélisations

permettent de calculer les différentes caractéristiques des bandes de Lüders : la déformation de Lüders, la largeur de la bande, la vitesse de propagation...

En 2005, Zhang *et al.* [113] a mis en évidence la présence de bandes de Piobert-Lüders sur des essais de traction, de torsion et sur des essais combinés de traction et de torsion. Pour tous les chemins de chargement étudiés, les mêmes courbes expérimentales (contraintes équivalentes fonction des déformations plastiques équivalentes) ont été observées sur un C45 recuit pendant 8 h à 815°C.



# Annexe B

## La déformation des métaux

Les atomes d'un métal sont liés entre eux par des forces. Ils s'empilent pour former des systèmes cristallins. À température ambiante, les métaux sont presque tous sous forme de cristaux. Sous l'action d'une force externe, tout corps se déforme. Une force externe est une action extérieure qui tend à déplacer ou à modifier la forme d'un corps. Pour réagir à cette sollicitation, les plans atomiques de plus grande densité composant le métal glissent les uns sur les autres. C'est le mode principal de la déformation des cristaux. On distingue deux types de déformation : une déformation non permanente qui disparaît une fois la sollicitation supprimée (qualifiée d'élastique) et une déformation permanente qui persiste même après la suppression de la sollicitation (qualifiée de plastique).

### La déformation élastique

Les déformations élastiques proviennent des interactions atomiques. Deux facteurs ont un effet prépondérant sur ces interactions : *(i)* les forces qui retiennent les atomes les uns aux autres (liaisons atomiques) et qui agissent comme de petits ressorts qui lient un atome à ses plus proches voisins dans l'état solide, *(ii)* l'empilement atomique qui va déterminer le nombre de ressorts par unité de surface et l'angle sous lequel ils sont étirés. Il existe deux types de force : les forces d'attraction et les forces de répulsion.

Les forces d'attraction proviennent essentiellement de l'attraction des électrons négatifs d'un atome par le noyau positif d'un autre. Les forces de répulsion, quant à elles, sont surtout effectives lorsque les atomes sont proches car les électrons de l'un et de l'autre se repoussent. La cohésion des métaux résulte d'un équilibre de ces forces.

Du point de vue microscopique, l'application d'une contrainte a pour effet d'éloigner (ou de rapprocher) les atomes les uns des autres suivant la direction de sollicitation : la contrainte

travaille donc contre les énergies de cohésion des liaisons fortes (covalentes, métalliques,...). Quand la contrainte est relaxée, les atomes reviennent à leur position d'équilibre sous l'effet des forces déduites de cette énergie de cohésion. Ces modifications sont essentiellement réversibles. Dans une déformation élastique pure, la configuration initiale des atomes est retrouvée après suppression de la sollicitation.

Il est possible de calculer le module d'élasticité si l'on connaît les énergies de cohésion. Pour écarter les atomes d'une distance  $z = d - d_0$ , il faut effectuer un travail contre les énergies de cohésion en appliquant une contrainte  $\sigma(z)$  :

$$\int \sigma(z) dz = Z(d) - Z(d_0) \quad (\text{B.1})$$

avec  $Z(d)$  l'énergie de cohésion des liaisons fortes à une distance interatomique  $d$  et  $Z(d_0)$  l'énergie de cohésion des liaisons fortes au voisinage de son minimum  $d_0$  qui correspond à l'équilibre.

Après quelques manipulations, il est possible de retrouver la loi de Hooke :

$$\sigma(z) = E \left( \frac{z}{d_0} \right) \quad (\text{B.2})$$

## La déformation plastique

Une fois la limite d'élasticité franchie, le matériau se déforme irréversiblement. C'est la déformation plastique. La plasticité des métaux est facilitée par la présence de défauts dans la structure cristalline : ce sont les défauts linéaires appelés dislocations, les défauts ponctuels et surfaciques.

Les défauts ponctuels sont les atomes de substitution ou d'insertion et les lacunes. Ils provoquent une distorsion locale du réseau. Les défauts surfaciques sont les surfaces de séparation entre les cristaux ou partie de cristaux : ce sont les joints de grains, les macles, les interfaces entre deux phases. Tout cela entraîne des défauts de cohésion, micro-fissures et cavités.

La mobilité des dislocations est le mécanisme prépondérant de la plasticité des métaux. Les plans de dislocations sont des zones de forte densité atomique. On a des dislocations mobiles et des dislocations fixes. Les dislocations fixes peuvent être des obstacles aux dislocations mobiles, ainsi la force nécessaire au mouvement des dislocations mobiles augmente avec la déformation plastique, ce qui revient à un durcissement de la matière. Ce phénomène est appelé écrouissage, propriété qu'ont certains matériaux de voir varier leurs caractéristiques mécaniques lorsqu'ils sont soumis à des déformations irréversibles.

# Annexe C

## L'essai de traction uniaxiale

Le principe de l'essai de traction uniaxiale est de déformer une éprouvette dont la zone utile de section constante peut être cylindrique ou parallélépipédique. La longueur de l'éprouvette est généralement grande devant les dimensions de la section de la zone utile afin de respecter les conditions géométriques nécessaires à l'essai de traction. Cette éprouvette est maintenue entre deux mors, l'un fixe et l'autre mobile. La commande est une vitesse de déplacement (ou de déformation) constante. Durant un essai de traction, la zone utile de l'éprouvette est soumise à un effort unidirectionnelle longitudinale jusqu'à sa rupture. La charge appliquée  $F$  et l'allongement  $\Delta L$  de la longueur initiale de la zone utile  $L_0$  sont enregistrés simultanément au cours de l'essai. Cet allongement peut être mesuré par l'intermédiaire du déplacement de la traverse de la machine de traction, à l'aide d'un extensomètre (figure C.1) ou par une technique optique de mesure.



FIGURE C.1: Photographie de l'extensomètre monté pour l'acquisition du déplacement de l'éprouvette lors d'un essai de traction.

*Picture of an extensometer fixed onto a sample for the displacement acquisition during a tensile test.*

Les caractéristiques mécaniques tirées d'un essai de traction doivent être mesurées suivant des procédures normalisées [3]. Ces données permettent ensuite d'obtenir les grandeurs caractéris-



tiques de la résistance mécanique du matériau (paramètres élastiques et plastiques) mais elles permettent aussi d'accéder à la courbe de référence contrainte-déformation (*cf.* figure C.2).

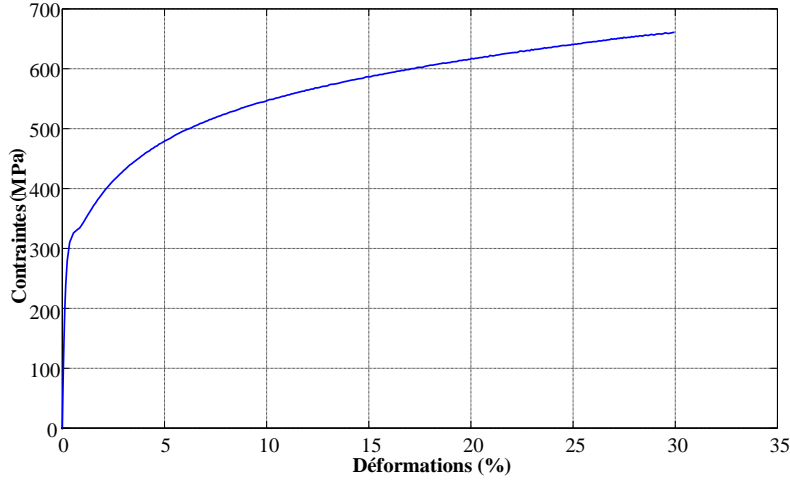


FIGURE C.2: *Courbe de référence contrainte-déformation typique d'un acier.*  
*Stress-strain curve of a typical steel.*

Lors d'un essai de traction, le tenseur des contraintes  $\boldsymbol{\sigma}$  ne comporte qu'une composante non nulle suivant l'axe de traction  $x$ ,  $\sigma_I$ . Sous les hypothèses d'isotropie et d'homogénéité des champs de déformations et de contraintes, les tenseurs dans le repère principal sont les suivants :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{C.1})$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_I & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{III} = \varepsilon_{II} \end{pmatrix} \quad (\text{C.2})$$

ce qui donne en élasticité :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_I & 0 & 0 \\ 0 & -\nu\varepsilon_I & 0 \\ 0 & 0 & -\nu\varepsilon_I \end{pmatrix} \quad (\text{C.3})$$

où  $\nu$  est le coefficient de Poisson.

## Rappel sur les déformations et contraintes lors d'un essai de traction

La contrainte nominale (ou conventionnelle) notée  $\sigma_N$  est estimée comme étant le rapport de l'effort  $F$  sur la section initiale de l'éprouvette  $S_0$  :

$$\sigma_N = \frac{F}{S_0} \quad (\text{C.4})$$

D'après l'hypothèse d'incompressibilité plastique, si un corps s'allonge, sa section doit diminuer donc il convient de prendre en compte cette diminution dans la mesure de la contrainte. On introduit alors la contrainte rationnelle (ou « vraie »)  $\sigma_V$ , dite contrainte de Cauchy, et définie comme étant le rapport de l'effort  $F$  sur la section courante  $S$  avec  $S = \frac{L_0}{L} S_0$  :

$$\sigma_V = \frac{F}{S} \quad (\text{C.5})$$

On retrouve pour les déformations la même dualité que pour les contraintes. Le rapport de l'allongement selon la direction de traction sur la longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette  $L_0$  définit la mesure de la déformation nominale dans la direction de traction  $\varepsilon_N$  avec la relation suivante :

$$\varepsilon_N = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{C.6})$$

Quand la déformation nominale est calculée à partir du déplacement mesuré par l'extensomètre, la longueur  $L_0$  est la distance initiale entre les deux couteaux,  $12,5\text{ mm}$  dans notre cas. Si le déplacement est mesuré par la méthode de corrélation d'images,  $L_0$  dépend alors de la taille du motif utilisé.

Cette définition n'est valable que si les déformations sont infiniment petites. Si ce n'est pas le cas, il faut considérer la résultante comme la somme de déformations infiniment petites. C'est pourquoi Ludwik [55] a introduit en 1909 une autre mesure de déformation : la déformation rationnelle (ou « vraie » ou logarithmique)  $\varepsilon_V$  dans la direction de traction définie par :

$$\varepsilon_V = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \ln(1 + \varepsilon_N) \quad (\text{C.7})$$

où  $L$  est la longueur de la zone utile de l'éprouvette à un instant donné.

Dans le cas de matériaux métalliques présentant un comportement élastique linéaire isotrope où l'on suppose que les déformations élastiques sont et restent petites, on a la relation suivante :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{el} = \frac{1 + \nu}{E} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E} tr \boldsymbol{\sigma} \mathbf{Id} \quad (\text{C.8})$$

où  $E$  est le module d'Young,  $\nu$  le coefficient de Poisson,  $\mathbf{Id}$  le tenseur d'unité.

Lors d'un essai de traction uniaxiale, le tenseur des contraintes est relié directement au tenseur de déformation élastique de manière linéaire :

$$\boldsymbol{\sigma} = E \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \quad (\text{C.9})$$

Pour les déformations plastiques, l'hypothèse de la conservation du volume permet d'écrire la relation suivante entre les contraintes nominale et vraie :

$$\sigma_V = \sigma_N (1 + \varepsilon_N) \quad (\text{C.10})$$

D'où le tenseur des déformations plastiques qui s'obtient à partir du tenseur de déformation vraie totale et de la contrainte vraie calculée ci-dessus :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_V^p = \boldsymbol{\varepsilon}_V - \frac{\sigma_V}{E} \mathbf{Id} \quad (\text{C.11})$$

# Annexe D

## Le système des barres d'Hopkinson

### Fonctionnement du dispositif des barres d'Hopkinson

Une représentation du système utilisé est donnée sur la figure D.1. L'échantillon à tester (entouré en rouge dans la figure D.1 (a)) est disposé entre les barres cylindriques qui composent le système des barres d'Hopkinson (*cf.* figure D.1 (b)). Au début d'un essai, la barre incidente (AC sur le schéma) est maintenue au point B par un système de maintien (*cf.* figure D.1 (c)). Une partie de la barre incidente (segment AB sur la figure D.1 (a)) est alors déformée élastiquement en exerçant une charge  $N_0$  au point A. Lorsque le verrou est relâché, l'onde incidente de tension élastique uniaxiale créée se propage le long de la barre incidente jusqu'à l'échantillon, ce qui entraîne sa rupture. Après la rupture, une partie de l'onde incidente se réfléchit tandis que l'autre partie se transmet dans la barre sortante. L'onde réfléchie donne une mesure de la déformation de l'échantillon, alors que l'onde transmise permet une mesure de la charge appliquée [44, 35]. Des jauges de déformation (notées 1, 2 et 3 sur le schéma) sont placées en différentes positions afin de mesurer la vitesse de propagation des ondes (incidente, réfléchie et transmise) : deux sont collées sur la barre incidente (une avant et une après le système de verrouillage), une autre sur la barre de sortie. Les barres d'Hopkinson sont conçues pour rester élastiques lors des essais et seule l'éprouvette testée est sollicitée plastiquement. Le dépouillement de ces essais est donc basé sur la propagation des ondes élastiques. L'hypothèse de base est le caractère uniaxial de cette propagation : l'état de contrainte est unidimensionnel et les effets de Poisson (effets d'inertie latéraux) sont négligeables au vu du faible diamètre de la barre par rapport à sa longueur.

Cependant, le montage pour des éprouvettes à section rectangulaire nécessite des pièces de serrage supplémentaires [39]. La géométrie de l'éprouvette proposée dans cette étude a été validée par Tarigopula [88, 86].

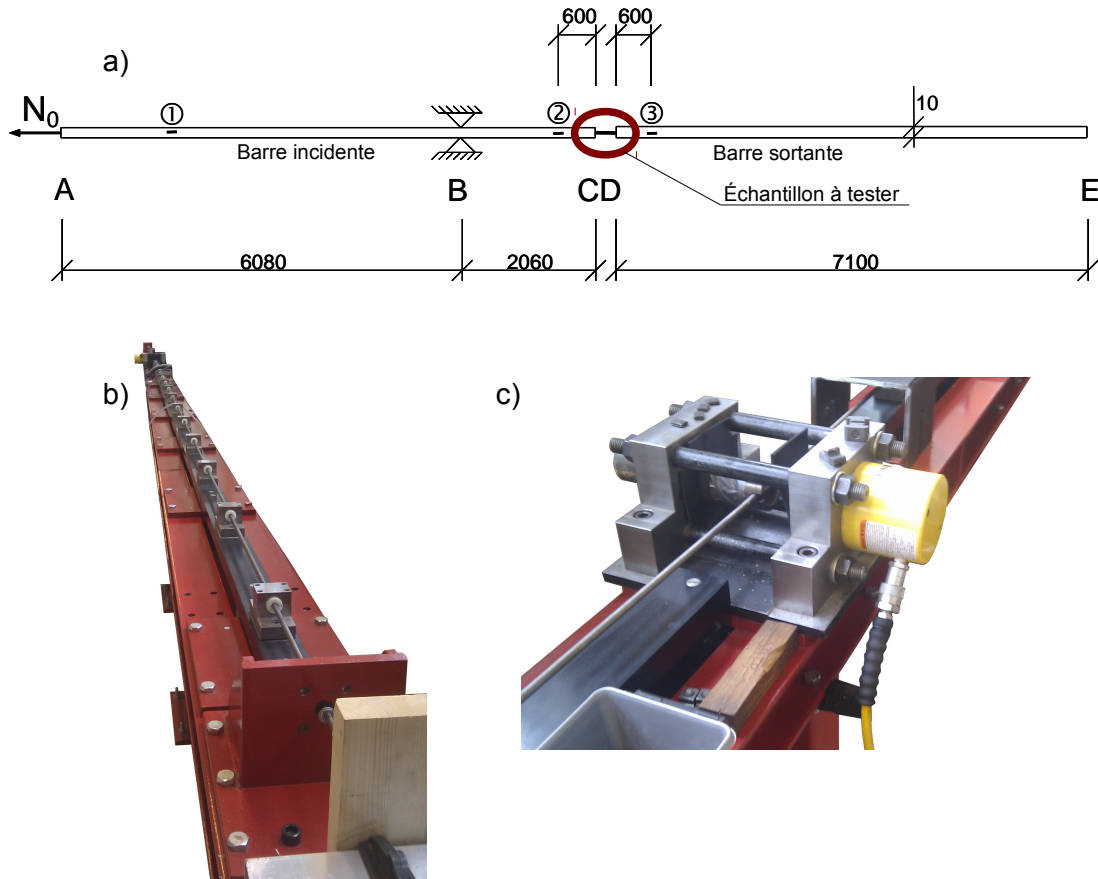


FIGURE D.1: (a) Schématisation d'un système de barres d'Hopkinson, (b) Représentation réelle de barres d'Hopkinson et (c) Système de maintien de la barre incidente (point B sur le schéma) [17, 88, 86].

(a) Schematization of a split Hopkinson tension bar system, Real representation of bars and (c) Holding system of the incident bar (B in the diagram) [17, 88, 86].

Les déformations, les contraintes et les vitesses de déformation associées à l'essai sont calculées à partir des signaux enregistrés en utilisant les équations standards sur la propagation des ondes. Les équations du mouvement de la barre se réduisent alors à l'équation suivante :

$$\frac{\partial \sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \text{ avec } \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \text{ et } C_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (\text{D.1})$$

où  $x$  représente la coordonnée le long de la barre,  $u(x)$  le déplacement d'un point de la barre,  $\varepsilon = du/dx$ , la déformation nominale. Pour les aciers, la célérité des ondes est de  $5100 \text{ m/s}$ .

L'exactitude et la validité des résultats obtenus à partir des essais sur barres d'Hopkinson sont dépendants de l'obtention de l'équilibre dynamique dans l'échantillon pendant les essais. L'équilibre dynamique s'obtient lorsque les forces dans la barre incidente et la barre de sortie aux interfaces avec l'échantillon sont égales et opposées à ceux dans l'échantillon. Il assure une vi-

tesse de déformation approximativement uniforme sur une grande partie de l'essai [83]. D'autre part, l'équilibre dynamique dans un échantillon est fonction de plusieurs facteurs, incluant les propriétés des capteurs utilisés, la formation d'impulsions, la dispersion de l'onde longitudinale et le défaut d'appariement des impédances des barres avec l'échantillon [39].

## Dépouillement d'un essai

En théorie, la solution générale de l'équation des ondes est de la forme suivante :

$$u(x, t) = f(x - C_L t) + g(x + C_L t) \quad (\text{D.2})$$

où  $f$  et  $g$  sont des fonctions représentant respectivement le déplacement d'une onde se propageant dans la direction  $x > 0$  et une autre dans la direction  $x < 0$ . La déformation et la contrainte sont données par :

$$\varepsilon(x, t) = f'(x - C_L t) + g'(x + C_L t) \quad (\text{D.3})$$

$$\sigma(x, t) = E[f'(x - C_L t) + g'(x + C_L t)] \quad (\text{D.4})$$

La vitesse  $v(x, t)$  se déduit donc de la manière suivante :

$$v(x, t) = \frac{\partial u}{\partial t} = C_L (-f'(x - C_L t) + g'(x + C_L t)) \quad (\text{D.5})$$

On suppose  $g = 0$  dans la barre de sortie supposée très longue pour ne pas avoir d'onde dans la direction  $x < 0$ , ce qui donne pour la contrainte :

$$\sigma(x, t) = -\frac{E}{C_L} v(x, t) = -\rho C_L v(x, t) \quad (\text{D.6})$$

Les barres d'Hopkinson ont l'avantage de donner accès à la contrainte, à la déformation et à la vitesse de déformation au cours d'un essai par l'intermédiaire de jauges de déformation placées judicieusement sur les barres.

On suppose dans le cas d'un essai, que les ondes ne sont pas perturbées, ni modifiées entre la jauge 2 et l'extrémité C de la barre. On note  $\varepsilon_I$  la déformation mesurée par la jauge 2 qui

correspond à la première onde incidente qui se propage de A à B. Au point C, l'onde est alors transmise à l'échantillon où elle est en partie transmise à l'éprouvette et en partie réfléchi. La déformation correspondante à l'onde réfléchi  $\varepsilon_R$  est alors mesurée par la jauge 2. D'après la relation D.5, on a  $v_C(x, t) = C_L(-f'(x - C_L t) + g'(x + C_L t)) = C_L(-\varepsilon_I + \varepsilon_R)$ . Comme les fonctions  $f$  et  $g$  sont *a priori* inconnues, le déplacement est obtenu en intégrant les signaux de la jauge pour avoir :

$$u(x_C, t) = \int_0^t v(x_C, \tau) d\tau = C_L \int_0^t (-\varepsilon_I + \varepsilon_R) d\tau \quad (\text{D.7})$$

La charge au point C vaut quant à elle :

$$F(x_C, t) = Es\varepsilon(x_C, t) = Es(\varepsilon_I + \varepsilon_R) \quad (\text{D.8})$$

avec  $s$  la section des barres d'Hopkinson.

La déformation, la vitesse et la force au point D sont obtenues de la même manière à partir du signal mesuré par la jauge 3 (avec  $g = 0$ ) que l'on note  $\varepsilon_T$ . On obtient alors :

$$v(x_D, t) = -C_L \varepsilon_T \quad (\text{D.9})$$

$$u(x_D, t) = \int_0^t v(x_D, \tau) d\tau = -C_L \int_0^t \varepsilon_T d\tau \quad (\text{D.10})$$

$$F(x_D, t) = ES\varepsilon(x_D, t) = ES\varepsilon_T \quad (\text{D.11})$$

où  $S$  est la section de l'échantillon.

En conditions homogènes dans l'éprouvette, ces relations deviennent :

$$\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad (\text{D.12})$$

Lors d'un essai, ces conditions sont aisément vérifiées. Dans ces conditions, la contrainte et la déformation dans l'éprouvette sont données par (en notant  $L$  la distance CD dans la figure D.1).

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F(x_D, t)}{S} = \frac{Es}{S} \varepsilon_T \quad (\text{D.13})$$

$$\varepsilon = \frac{u(x_D, t) - u(x_C, t)}{L} = \frac{C_L}{L} \int_0^t (-\varepsilon_T - (-\varepsilon_I + \varepsilon_R)) d\tau \quad (\text{D.14})$$

La déformation s'écrit, en utilisant la condition d'équilibre  $\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T$ ,

$$\varepsilon = -2 \frac{C_L}{L} \int_0^t \varepsilon_R d\tau \quad (\text{D.15})$$

expression qui donne aussi la vitesse de déformation dans l'éprouvette (par dérivation par rapport au temps) :

$$\dot{\varepsilon} = -2 \frac{C_L}{L} \varepsilon_R \quad (\text{D.16})$$

Cette vitesse est donc obtenue directement après l'essai d'après les résultats obtenus. On voit que la déformation et la vitesse de déformation sont obtenues par l'onde réfléchie (indication de la jauge 2) et que la contrainte est obtenue par l'onde transmise (indication de la jauge 3).





## Annexe E

# Détermination des champs de déplacement par corrélation d'images

La corrélation d'images consiste à comparer deux images numériques de la surface d'une éprouvette plane soumise à un essai à deux instants distincts. Le principe de base est donné sur la figure E.1.

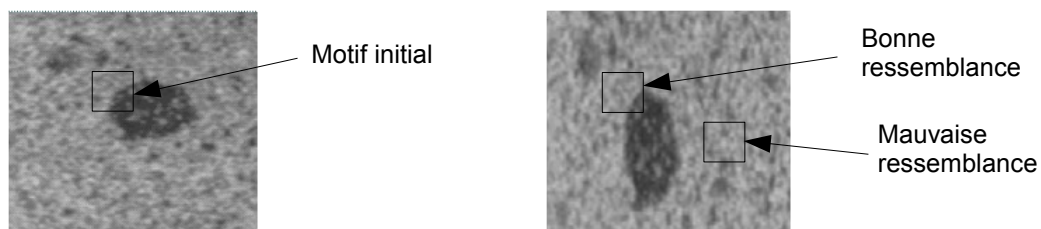


FIGURE E.1: Principe de base de la corrélation d'images entre une image de référence (à gauche) et une image déformée (à droite).

*Principle of the digital image correlation between an original picture (on the left) and a deformed picture (on the right).*

En pratique, la surface à analyser est recouverte d'un mouchetis aléatoire composé de motifs à différents niveaux de gris. La dimension des tâches composant ce mouchetis est généralement comprise entre 2 et 10 pixels suivant la finesse du mouchetis effectué, mais aussi des réglages du matériel photographique. Une photographie de l'éprouvette non déformée est enregistrée avant le début de l'essai et sert d'image de référence (figure E.1 gauche). Pendant l'essai, des images correspondant à différents stades de déformation de la surface de l'éprouvette sont enregistrées (figure E.1 droite). Dans les analyses qui suivent, on fait référence à une grille qui est virtuellement plaquée sur l'image de référence. Cette grille est définie par des éléments

carrés de 12 pixels par 12 pixels. Chaque segment représente une base extensométrique. Une grille de ce type est représentée sur la figure E.2.

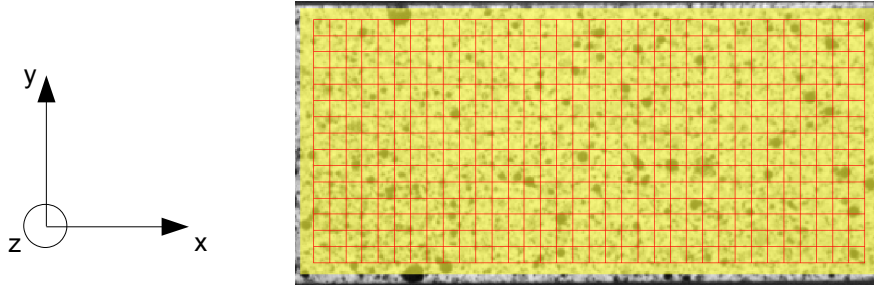


FIGURE E.2: Grille virtuelle utilisée pour corrélérer les images.  
*Virtual grid used to correlate digital images.*

Les champs de déplacement des points appartenant initialement à un plan se définit par deux composantes de déplacement de ce même plan, appelées  $x$  et  $y$ , et une composante hors-plan,  $z$ . Les composantes de déplacement  $x$  et  $y$  dans le plan de l'échantillon sont calculées par un logiciel de corrélation d'images. Ensuite, les gradients de déplacement sont déduits par différenciation spatiale des données du champ de déplacement. On en déduit ainsi les champs de déformation de la surface de l'éprouvette pendant un essai.

La contrainte vraie est calculée à partir de la déformation vraie associée, obtenue par corrélation d'images, et de la contrainte nominale extraite des données de l'essai d'après la formule suivante :

$$\sigma_V = \sigma_N \exp(\varepsilon_V) \quad (\text{E.1})$$

Les déformations plastiques vraies dans la direction de traction  $\varepsilon_V^p$  sont déduites de la relation suivante :

$$\varepsilon_V^p = \varepsilon_V - \frac{\sigma_V}{E} \quad (\text{E.2})$$

## Annexe F

# Localisation de la déformation plastique et correction de Bridgman

### Localisation de la déformation plastique

Au cours d'un essai de traction, la déformation plastique reste uniformément répartie le long de la zone utile de l'éprouvette (aux instabilités près), jusqu'à ce que la charge atteigne sa valeur maximale  $F_m$ . C'est le moment à partir duquel une diminution localisée de la section de l'éprouvette apparaît, c'est le début de la localisation de la déformation plastique appelé striction.

Les relations utilisées précédemment pour le calcul des contraintes vraies et des déformations vraies restent correctes tant que la déformation est homogène le long de l'éprouvette. Elles ne le sont plus dès qu'il y a localisation de la déformation plastique. Lorsque la striction apparaît, l'augmentation de la contrainte locale due à la décroissance de la section devient plus grande que l'augmentation de la capacité de résistance du matériau par écrouissage. A l'apparition de la striction, si l'on suppose la déformation élastique négligeable par rapport à la déformation plastique, on a la relation suivante :

$$\frac{d\sigma_V}{\sigma_V} = -\frac{dS}{S} = \frac{dL}{L} = d\varepsilon_V \quad (\text{F.1})$$

Cette relation est dite relation de Considère. La figure [F.1](#) illustre l'apparition de la charge maximale définissant le début de la striction.

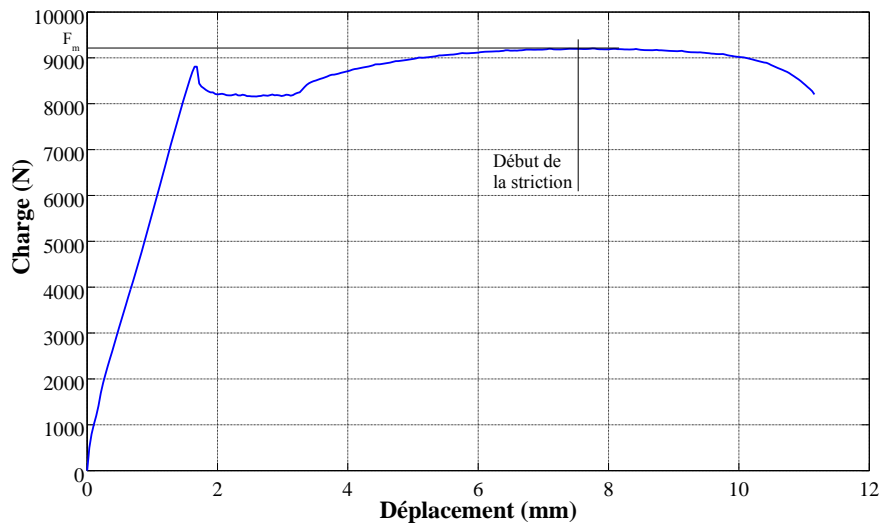


FIGURE F.1: Courbe expérimentale Force/Déplacement lors d'un essai de traction montrant la charge maximale  $F_m$ .

*Load/displacement curve showing the maximum load  $F_m$  during a tensile test.*

On peut observer deux types d'instabilités lors d'un essai de traction sur des éprouvettes plates : la striction diffuse, analogue à celle rencontrée sur une éprouvette cylindrique de révolution, et une instabilité apparaissant juste avant la rupture, la striction localisée, dans une bande étroite de cisaillement inclinée par rapport à l'axe de l'éprouvette. La représentation de ces 2 types de striction est donnée figure F.2.

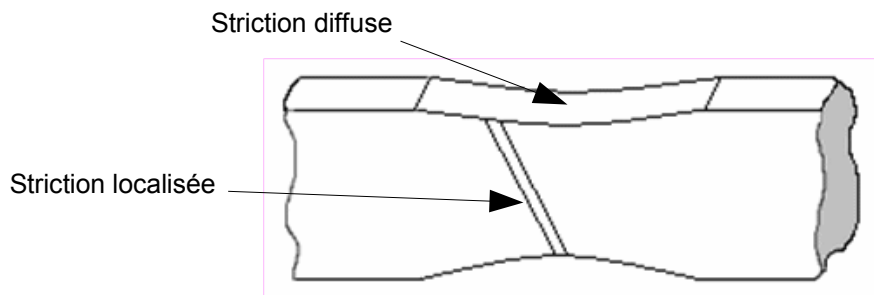


FIGURE F.2: Striction diffuse et striction localisée sur une éprouvette rectangulaire lors d'un essai de traction monotone.

*Diffuse necking and localized necking on a monotonous rectangular sample during tensile test.*

Au-delà de la charge  $F_m$ , la striction crée localement un état de contraintes triaxial, la charge n'étant plus uniformément répartie dans l'éprouvette. Le tenseur des contraintes principales ne comporte plus une seule composante suivant l'axe de traction  $\sigma_I$  mais trois composantes. Ce qui donne le tenseur des contraintes suivant :

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{pmatrix} \quad (\text{F.2})$$

La présence d'une triaxialité oblige donc à corriger la contrainte de traction afin de prendre en compte les composantes transversales du tenseur des contraintes.

## La correction de Bridgman et son application dans le cas d'éprouvettes de section rectangulaire

Le procédé de formage incrémental de cette étude impose des déformations maximales allant jusqu'à 50 % [72]. C'est pourquoi il est nécessaire d'aller aussi loin que possible dans l'analyse des déformations au cours d'un essai. En respectant l'hypothèse de déformation homogène, la déformation maximale évaluée lors d'un essai de traction est au alentour de 20 % avant le début de la striction diffuse.

Bridgman [14] a proposé une analyse mathématique des contraintes au niveau de la section minimale dans la zone de striction d'une éprouvette cylindrique de révolution. Sa correction repose sur les hypothèses suivantes :

- le profil de la zone de striction est supposé correctement approché par un arc de cercle à tout instant,
- le critère de von Mises s'applique pour la contrainte d'écoulement,
- l'état de déformation est uniforme dans chaque section de la zone de striction.

Dans ces conditions, la correction de Bridgman donne la relation suivante :

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_N} = \left( \left( 1 + \frac{2R_c}{a} \right) \ln \left( 1 + \frac{a}{2R_c} \right) \right)^{-1} \quad (\text{F.3})$$

où :

- $\sigma_b$  est la contrainte d'écoulement unidirectionnelle correspondant à celle qui devrait exister s'il n'y avait pas de striction,
- $\sigma_N$  est la contrainte nominale moyenne mesurée par la machine de traction dans la direction axiale, égale à  $F/S_0$ ,
- $a$  est le rayon courant de l'éprouvette au niveau de la zone de striction,
- $R_c$  est le rayon de courbure du profil de la zone de striction dans le plan longitudinal à la section minimale.

Cette relation est utilisée pour définir la courbe de traction monotone au-delà de la charge maximale correspondant à l'apparition de la striction. On parle alors de courbe rationnelle après correction de Bridgman. La validité de cette correction s'arrête dès qu'une striction localisée apparaît mais elle permet de traiter la striction diffuse. Cependant, la correction de Bridgman n'est pas évidente à appliquer en pratique et nécessite de connaître l'évolution de la géométrie de l'éprouvette au cours de l'essai.

La difficulté dans l'application de la correction de Bridgman réside dans la détermination du paramètre géométrique de la striction, le rapport  $a/R_c$ . Le Roy *et al.* [48] ont proposé une méthode pour déterminer empiriquement la géométrie de l'éprouvette dans la zone de striction, en supposant que cette géométrie peut être approchée par un cercle comme le montre la figure F.3 :

$$\frac{a}{R_c} = 1.1 (\varepsilon^p - \varepsilon_{max}^p) \quad (F.4)$$

où  $\varepsilon_{max}^p$  est la déformation plastique maximale atteinte avant le début de la striction diffuse.

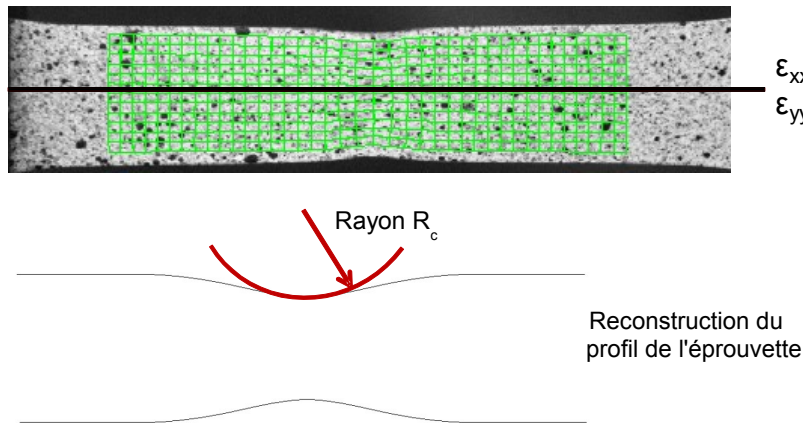


FIGURE F.3: Reconstruction du profil de l'éprouvette en utilisant les déformations transverses obtenues par corrélation d'images.

*Profile reconstruction using transverse strains obtained by digital image correlation.*

Les échantillons de section rectangulaire sont aussi fréquemment utilisés que ceux à section circulaire, spécifiquement lorsque l'on étudie le comportement de tôles laminées. C'est pourquoi l'application de la méthode de Bridgman dans le cas d'éprouvettes de section rectangulaire est intéressant. Zhang *et al.* [114] ont montré que la correction de Bridgman appliquée à des éprouvettes cylindriques s'applique de manière similaire à des éprouvettes à sections rectangulaires en précisant toutefois que le ratio largeur/épaisseur de la section ne doit pas dépasser huit.

La détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images de la surface d'une éprouvette permet d'évaluer l'évolution des déformations

transverses au cours d'un l'essai. Le rayon du profil de la zone de striction peut donc être déterminé expérimentalement après avoir reconstruit le profil de l'éprouvette comme le montre la figure F.3.

La figure F.4 présente la courbe expérimentale d'un essai de traction sur le C68 dont les contraintes sont corrigées dans un premier temps par la méthode de Bridgman associée à l'expression empirique de Le Roy (*cf.* relation F.4) et dans un second temps par le méthode de Bridgman dont le rayon du profil de la zone de striction est déterminé expérimentalement d'après les images numériques de l'essai. Les courbes sont similaires ce qui montre l'exactitude de l'expression empirique de Le Roy.

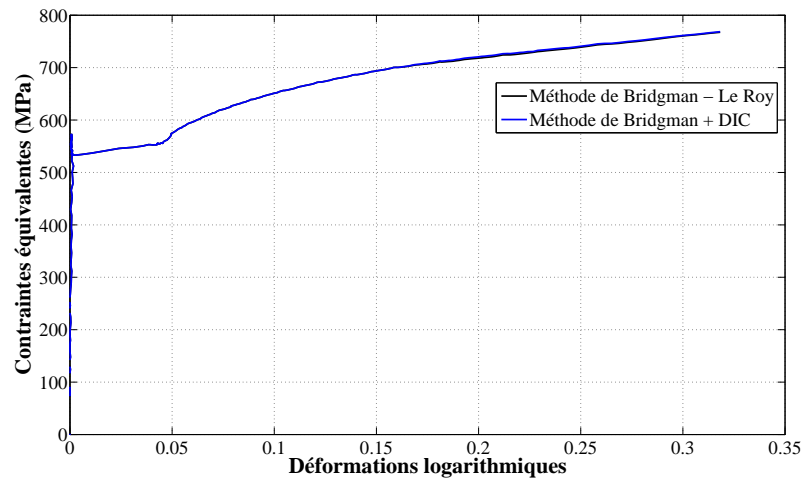


FIGURE F.4: Courbes expérimentales de traction avec correction de Bridgman - Le Roy et correction de Bridgman classique dont le rayon est déterminé expérimentalement d'après les images numériques. Stress/strain curves with Bridgman - Le Roy's correction and classical Bridgman's correction whose the radius is experimentally determined with digital images.





## Annexe G

# Identification des paramètres de l'écrouissage isotrope et cinématique

Dans un premier temps, les paramètres du modèle de comportement mécanique du matériau étudié sont identifiés à température ambiante (25°C) d'après les résultats expérimentaux des essais de cisaillement cyclique présentés dans la sous-section 2.3.5. Le comportement mécanique du matériau étudié est alors représenté par une loi d'écrouissage isotrope de Voce associé au critère de von Mises, tandis que l'écrouissage cinématique est représenté par la loi de Ziegler associé à un terme de rappel linéaire de type Prager. Les paramètres à identifier dans ce cas sont donc : (i)  $\sigma_0$ ,  $Q_\infty$ ,  $b_0$  qui sont les paramètres de loi d'écrouissage isotrope et (ii)  $C_0$ ,  $\gamma_0$  les paramètres de loi d'écrouissage cinématique. Pour cette identification, uniquement le cas à température ambiante est considéré étant donné que les essais de cisaillement cyclique n'ont pas été menés en température.

L'identification des paramètres est menée par recalage d'un modèle éléments finis de l'essai de cisaillement par un processus d'optimisation itératif [67]. Le processus d'optimisation consiste à comparer les résultats des essais expérimentaux avec un modèle numérique paramétré de l'essai de cisaillement cyclique. L'objectif est de déterminer les paramètres optimaux qui minimiseront la fonction objectif construite à partir d'une base de données des résultats expérimentaux et numériques.

La base de données expérimentales est construite à partir du comportement mécanique issu de la zone utile (zone centrale des éprouvettes de cisaillement) lors des essais de cisaillement cyclique. Il est supposé homogène tout au long de l'essai. L'optimisation des paramètres est conduite pour une déformation de cisaillement  $\gamma$  de 0, 1 et 0, 18. Ce type de modèle de comportement ne permettant pas de modéliser l'apparition et le passage de bandes de Piobert-Lüders, celles-ci sont modélisées par une fonction constante de type  $f(x) = \sigma_0$ .

Les paramètres identifiés après optimisation sont présentés dans le tableau G.1. La figure G.1 représente les résultats issus de la modélisation numérique et les résultats expérimentaux des essais de cisaillement cyclique pour les 2 déformations de cisaillement considérées.

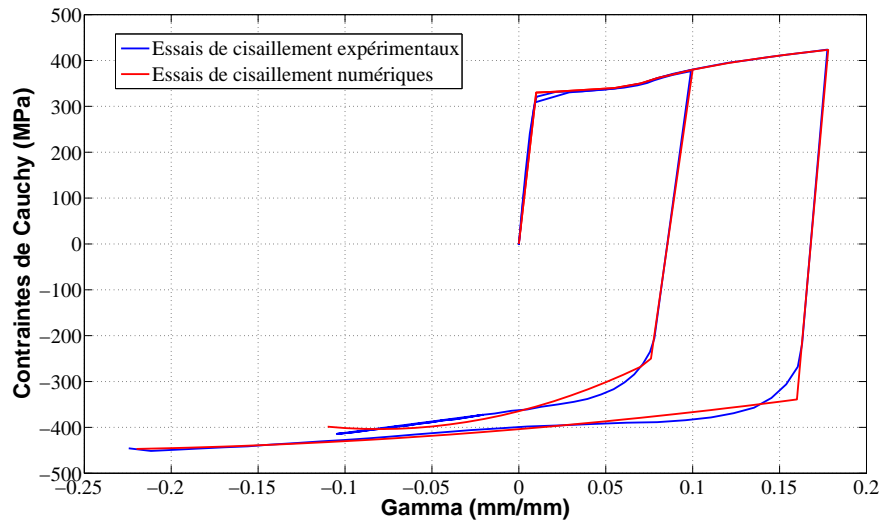


FIGURE G.1: Résultats numériques et expérimentaux des essais de cisaillement après identification des paramètres du modèle de comportement.

*Numericals and experimentals results of shear test after optimisation of parameters.*

Paramètres du modèle de comportement mécanique			
Écrouissage isotrope		Écrouissage cinématique	
$\sigma_0$ (MPa)	360,5	$C_0$ (MPa)	258,2
$Q_\infty$ (MPa)	446,2	$\gamma_0$	4,8
$b_0$	10,52		

TABLE G.1: Paramètres du modèle de comportement avec écrouissage isotrope et cinématique. Parameters of the constitutive model with isotropic law and kinematic hardening.

# Liste des symboles

$\alpha$	Angle d'un mandrin en forme de cône lors d'une opération de fluotournage
$\alpha_m$	Coefficient d'expansion linéaire
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente de von Mises
$\beta$	Paramètre matériau lié au modèle de Yoshida
$\sigma$	Tenseur des contraintes
$\varepsilon^{el}$	Tenseur des déformations élastiques
$\varepsilon^p$	Tenseur des déformations plastiques
$\varepsilon$	Tenseur des déformations totales
$C$	Tenseur des coefficients d'élasticité
$Id$	Tenseur d'unité
$\Delta L$	Allongement de la longueur initiale de la zone utile à un instant quelconque d'un essai mécanique
$\dot{\gamma}$	Vitesse de déformation de cisaillement
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
$\dot{\varepsilon}_0$	Taux de déformation de référence
$\dot{\varepsilon}_0$	Taux de déformation de référence
$\dot{p}$	Vitesse de déformation plastique cumulée
$\gamma$	Déformation de cisaillement
$\lambda_{th}$	Conductivité thermique
$\mu$	Deuxième coefficient de Lamé
$\nu$	Coefficient de Poisson
$\rho$	Masse volumique

$\sigma_0$	Limite d'élasticité
$\sigma_b$	Contrainte corrigée de Bridgman
$\sigma_i$	Contrainte dans la direction principale $i$
$\sigma_N$	Contrainte nominale
$\sigma_V$	Contrainte vraie (de Cauchy)
$\theta$	Orientation de la microstructure par rapport au sens de laminage
$\theta_{Ri}$	Vitesse initiale d'écrouissage du terme $i$
$\varepsilon_I$	Déformation correspondante à l'onde incidente dans une barre
$\varepsilon_i^p$	Déformation plastique dans la direction $i$
$\varepsilon_{max}^p$	Déformation plastique maximale atteinte avant le début de la striction diffuse
$\varepsilon_N$	Déformation nominale dans la direction de traction
$\varepsilon_R$	Déformation correspondante à l'onde réfléchie dans une barre
$\varepsilon_T$	Déformation correspondante à une onde transmise dans une barre
$\varepsilon_V$	Déformation vraie (ou logarithmique) dans la direction de traction
$\varepsilon_V^p$	Déformation plastique obtenue par la méthode de la corrélation d'images
$A$	Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation pour un modèle de Johnson-Cook
$a$	Rayon courant de l'éprouvette au niveau de la zone de striction
$A\%$	Allongement pour cent après rupture
$B$	Facteur de correction empirique dépendant de la géométrie de l'échantillon
$C_0, \gamma_0$	Paramètres matériaux définissant la loi d'écrouissage cinématique
$C_L$	Vitesse de propagation d'une onde élastique longitudinale
$C_{pm}$	Conductivité thermique
$C_T$	Vitesse de propagation d'une onde élastique transverse
$E$	Module d'élasticité à un instant donné
$e$	Épaisseur d'un échantillon
$E_0$	Module d'élasticité initial dans la direction du laminage à température ambiante
$E_\infty$	Seuil de saturation du module d'élasticité

---

$e_f$	Épaisseur finale d'une pièce après opération de fluotournage
$e_i$	Épaisseur initiale d'une pièce avant opération de fluotournage
$E_{zz}$	Module d'Young dans l'épaisseur
$F$	Charge appliquée lors d'un essai de traction
$f$	Fonction de charge
$f_0$	Fréquence de résonance (ou naturelle) à température ambiante d'un échantillon
$F_1(T)$	Paramètre de sensibilité à la température $T$ de la limite d'élasticité
$F_2(T)$	Paramètre de sensibilité à la température $T$ de l'écrouissage isotrope
$F_m$	Force maximale
$f_T$	Fréquence de résonance à une température $T$
$f_t$	Fréquence de résonance (ou naturelle) d'un échantillon dans le mode de torsion
$h$	Distance entre les deux plans de glissement lors d'un essai de cisaillement
$J_{II}$	Deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes
$K, n$	Paramètres matériaux de la loi d'Hollomon
$L$	Longueur de la zone utile
$l$	Largeur de la zone utile
$L_0$	Longueur initiale de la zone utile
$M$	Masse d'un échantillon
$m$	Paramètre de sensibilité à la température pour un modèle de Johnson-Cook
$m_i$	Paramètre de sensibilité à la température $T$ d'un paramètre $i$
$N_R$	Nombre de termes définissant l'écrouissage isotrope
$q$	Paramètre matériau lié au modèle de Yoshida
$Q_\infty, b_0$	Paramètres matériaux de la loi de Voce
$Q_{Ri}$	Valeur de saturation du terme $i$
$r_\theta$	Coefficients d'anisotropie de Lankford
$R_c$	Rayon de courbure de la surface de la striction dans la plan longitudinal à la section minimale
$R_{eH}$	Limite supérieure d'élasticité

$R_{eL}$	Limite inférieure d'élasticité
$R_{ij}$	Coefficients d'anisotropie utilisant les contraintes d'écoulement
$R_i$	Variable partielle d'écrouissage isotrope
$R_m$	Résistance à la traction
$R_{p0,2}$	Limite conventionnelle d'élasticité définie à 0,2
$S$	Section courante d'une éprouvette
$s$	Section des barres d'Hopkinson
$S_0$	Section initiale d'une éprouvette
$S_i(\dot{\varepsilon}^p)$	Dépendance à la vitesse de déformation d'un paramètre $i$
$S_i(T)$	Dépendance à la température $T$ d'un paramètre $i$
$T$	Température du matériau
$T_0$	Température ambiante
$T_m$	Température de fusion d'un alliage métallique
$u$	Déplacement dans la direction de cisaillement
$u()$	Déplacement le long d'une barre (dans la cas d'un essai sur barres d'Hopkinson)
$v()$	Vitesse d'une onde
$Z(d)$	Énergie de liaison à une distance interatomique $d$

# Table des figures

1.1.1	Présentation du repoussage, fluotournage conique, cylindrique [75]. Introduction of spinning, shear forming and cylindrical flow forming [75]. . . . .	9
1.1.2	Exemples de pièces typiques réalisées par repoussage de matière (nez du « Concorde »), fluotournage conique (pièces coniques) et fluotournage cylindrique (bouteilles en acier inoxydable). Examples of parts realized by spinning (nose of the aircraft « Concorde »), shear forming (conical parts) and cylindrical flow forming (stainless steel bot- tles). . . . .	9
1.1.3	Présentation du procédé de repoussage de matière [75]. Introduction of spinning process [75]. . . . .	10
1.1.4	Présentation du procédé de fluotournage conique avec : les outillages et le mode de déformation de la matière [76]. Introduction of shear forming with : tools and shape distortion of the mate- rial [76]. . . . .	11
1.1.5	Fluotournage cylindrique direct (en haut) et indirecte (en bas) [16]. Introduction of backward spinning (at the top) and forward spinning (at the bottom) [16]. . . . .	12
1.1.6	Arbres moteur en acier et titane réalisés par fluotournage par la société Win- kelmann MSR Technology. Drive shaft in steel and titanium made by spinning by Winkelmann MSR Technology. . . . .	14
1.1.7	Evolution avec la température $T$ de la contrainte d'écoulement plastique de divers aciers. Evolution of the plastic yield stress of some steels with the temperature $T$ . . .	14
1.2.1	Représentation schématique des différentes étapes de la mise en forme de la virole au cours du procédé. Schematic representation of different steps in the shaping of the ferrule during the process. . . . .	17



1.2.2	Détail de la soudure de la virole après une attaque au Nital. Details of the welding of the ferrule after an attack with Nital. . . . .	17
1.2.3	Courbe expérimentale d'un échantillon de CK67 d'après Bakhshi <i>et al.</i> [8]. Stress-strain curve of CK67 specimen from Bakhshi <i>et al.</i> [8]. . . . .	18
1.2.4	Calorimétrie différentielle à balayage du C68. Differential scanning calorimetry of the C68 steel. . . . .	20
1.2.5	Micrographie optique montrant la structure globulaire du C68 sur (a) l'échantillon 1, (b) l'échantillon 2, (c) l'échantillon 3 et (d) l'échantillon 4. C68 microstructure for (a) the sample 1, (b) the sample 2, (c) the sample 3 and (d) the sample 4. . . . .	22
2.1.1	Répartition des vitesses de déformation lors du passage du galet au cours d'une opération de fluotournage. Distribution of strain rates during the passage of the roller in a flow-forming process. . . . .	27
2.2.1	Exemple d'une courbe expérimentale de traction du C68 présentant un palier, une limite inférieure d'élasticité $R_{eL}$ et une limite supérieure d'élasticité $R_{eH}$ . Example of a stress/strain traction curve of the C68 steel with a plateau, a lower yield stress $R_{eL}$ and a upper yield stress $R_{eH}$ . . . . .	28
2.2.2	Profil de chargement d'un essai de traction cyclique sur le C68. Loading profile of a cyclic tensile test of the C68 steel. . . . .	31
2.2.3	Principe de la technique d'excitation par impulsion [1]. Principle of the impulse excitation technique [1]. . . . .	33
2.2.4	Évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique pour le XC38 [61]. Evolution of the Young modulus as a function of plastic strain for the XC38 [61].	35
2.2.5	(a) Courbe expérimentale de chargement-déchargement-rechargement du C68 et (b) illustration du chemin de déchargement-rechargement à une déformation donnée. (a) Experimental loading-unloading-reloading curve of the C68 steel and (b) illustration of the unloading-reloading path for a fixed strain. . . . .	36
2.2.6	Évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique. Evolution of the Young Modulus as a function of plastic strain. . . . .	37

2.3.1	Courbes expérimentales du C68 comparant la déformation d'une zone calculée à partir du déplacement mesuré par extensométrie avec la déformation de la moyenne de l'ensemble des motifs composant cette même zone obtenue en exploitant les images numériques d'une éprouvette soumise à un essai de traction. Stress/Strain curves of the C68 steel obtained by using an extensometer and digital image correlation with a strain rate at $10^{-3}/s$ in the rolling direction. .	43
2.3.2	Histogramme de la répartition des niveaux de gris (niveaux notés de 0 à 255 en abscisse) d'un mouchetis noir et blanc (à gauche) et avec ajout de couleurs primaires (à droite). Histogram of the distribution of gray levels (levels from 0 to 255 on the abscissa) of a black speckle (on the left) and with an addition of primary colors (on the right). . . . .	44
2.3.3	Dimensions en mm d'une éprouvette de traction. Dimensions in mm of a tensile test sample. . . . .	45
2.3.4	Montage expérimental pour l'acquisition d'images numériques. Experimental set-up with high-speed camera. . . . .	45
2.3.5	Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-3}/s$ . Stress/strain curves of the C68 steel with Bridgman - Le Roy's correction with a strain rate of $1 \times 10^{-3}/s$ . . . . .	46
2.3.6	Variations des déformations logarithmiques locales pour différentes sections lors d'un essai de traction monotone du C68 à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-3}/s$ . Variations of local logarithmic strains for several sections in a uniaxial tensile test of the C68 steel with a strain rate at $1 \times 10^{-3}/s$ . . . . .	47
2.3.7	Sections arbitrairement choisies pour étudier la propagation des bandes de Lüders. Sections chosen to study the propagation of Lüders' bands. . . . .	47
2.3.8	Courbes expérimentales de traction du C68 pour différentes vitesses de déformation à 25°C. Stress/strain tensile curves of the C68 steel at different strain rates at 25°C. .	48
2.3.9	Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes vitesses de déformation. Stress/strain traction curves of the C68 steel with Bridgman - Le Roy's correction at different strain rates. . . . .	48

2.3.10	(a) Géométrie de l'échantillon utilisé pour les essais dynamiques, (b) géométrie du système de fixation et (c) assemblage de l'échantillon et du système de fixation. Les cotes sont en mm. (a) Geometry of the specimen for dynamic tests, (b) geometry of the fixture and (c) assembly of the specimen and the fixture. All dimensions are in mm. . . . .	49
2.3.11	Influence de la vitesse de déformation sur le comportement du C68 à 25°C. Influence of the strain rate behaviour of the C68 steel at 25°C. . . . .	50
2.3.12	(a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0ř, 45ř et 90ř par rapport à la direction de laminage à 25řC pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-3}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ en fonction de $\varepsilon_{III}^p$ et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain traction curves of the C68 steel at 0ř, 45ř, 90ř compared with the rolling direction at 25řC with a strain rate at $1 \times 10^{-3}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ as a function of $\varepsilon_{III}^p$ and linear fit to identify the Lankford coefficient in several directions. . . . .	52
2.3.13	Dispositif de cisaillement. Diagram of the shearing device and photography of the assembly. . . . .	53
2.3.14	Caractéristiques des éprouvettes de cisaillement utilisées. Characteristics of used shear specimens. . . . .	54
2.3.15	Exemple du profil de commande utilisé pour piloter un essai de cisaillement par extensométrie et réponse locale au niveau de la bande de cisaillement obtenue par mesure optique. Example of a command used to drive a shear test by an extensometer and datas in the shear band obtained by optical measurement. . . . .	55
2.3.16	Représentation de l'évolution du déplacement selon l'axe de cisaillement sur une zone centrale de l'éprouvette lors d'un essai cyclique. Representation of the evolution of displacement along the axis of shear test on a central area during a cyclic test. . . . .	55
2.3.17	Répétabilité des essais de cisaillement monotone dans la direction de laminage. Repeatability of monotonic shear tests in the rolling direction. . . . .	56
2.3.18	Essais de cisaillement cyclique par rapport à la direction de laminage. Cyclic shear tests in the rolling direction. . . . .	57
3.2.1	(a) Dispositif expérimental d'excitation par impulsion pour une caractérisation thermo-élastique, et (b) système de fixation pour l'échantillon. (a) Experimental setting of the impulse excitation technique for a thermo-elastic characterization, (b) mounting bracket for the specimen. . . . .	61

3.2.2	Représentation de la dépendance du module d'Young du C68 en fonction de la température pour la phase de chauffage et pour la phase de refroidissement. Young's modulus of the C68 steel as a function of temperature during heating and cooling. . . . .	62
3.2.3	(a) Représentation de l'énergie de cohésion des liaisons fortes entre deux atomes fonction de leur distance interatomique et (b) force de liaison correspondante. (a) Illustration of the covalent binding energy between two atoms as a function of interatomic distance and (b) corresponding bond strength. . . . .	63
3.3.1	(a) Grille de déformation électrochimique sur une éprouvette et (b) Spectre des niveaux de gris associé à ce type marquage. (a) Pattern on the surface of the specimen and (b) grey level distribution histogram on a sample surface using electrochemical marking. . . . .	68
3.3.2	(a) Schéma et (b) synoptique du dispositif expérimental de l'essai de traction à différentes températures. (a) Experimental setup and (b) synoptic of the experimental configuration in the case of uniaxial tensile tests at different temperatures. . . . .	69
3.3.3	Éprouvette de C68 émettant un rayonnement infrarouge à 720°C (à gauche), rayonnement filtré à 720°C (à droite). Infrared radiation in a C68 specimen at 720°C (on the left), filtered radiation at 720°C (on the right). . . . .	70
3.3.4	Courbe de blocage des ondes lumineuses du filtre $KG - 5$ . Coating curve for $KG - 5$ heat absorbing glass. . . . .	71
3.3.5	Courbes nominales de traction du C68 pour différentes températures à la vitesse de $1 \times 10^{-1}/s$ . Stress/strain curves of the C68 steel at different temperature with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	72
3.3.6	Effet de la température sur la contrainte équivalente du C68 à 10 % de déformation, $R_{10\%}$ , à la vitesse de $1 \times 10^{-1}/s$ . Effect of temperature on the equivalent stress of the C68 steel at 10 % of plastic strain, $R_{10\%}$ , with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	72
3.3.7	Courbes expérimentales de traction du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes températures à la vitesse de $1 \times 10^{-1}/s$ . Stress/strain curves of the C68 with the Bridgman - Le Roy correction at different temperatures with a strain rate at $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	73

3.3.8	Système de barres d'Hopkinson équipé pour des essais à différentes températures avec le système de chauffage par induction (à droite) et le pyromètre (à gauche). Split Hopkinson Tension Bar system equipped for high temperature tests with induction system (on the right) and a pyrometer (on the left). . . . .	74
3.3.9	Extrait de la géométrie du modèle utilisé pour la simulation numérique. Extract of the geometry of the model used for the numerical simulation. . . .	75
3.3.10	Diffusion de la chaleur dans les barres à partir d'un échantillon chauffé (a) à 415°C et (b) à 660°C. Heat transfer in bars from a heated sample at (a) 415°C and (b) 660°C. . . . .	76
3.3.11	Courbes nominales de traction dynamique du C68 pour différentes températures à la vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Stress/strain curves of the C68 steel at different temperatures with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	77
3.3.12	Courbes expérimentales de traction dynamique du C68 avec correction de Bridgman - Le Roy pour différentes températures à la vitesse de $4 \times 10^2/s$ . Stress/strain curves of the C68 steel with the Bridgman - Le Roy correction at different temperature with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	77
3.3.13	Effet de la température sur la contrainte équivalente à 10 % de déformation, $R_{10\%}$ . Effect of temperature on the equivalent stress at 10 % of plastic strain, $R_{10\%}$ . .	78
3.3.14	(a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0ř, 45ř et 90ř par rapport à la direction de laminage à 175řC pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ en fonction de $\varepsilon_{III}^p$ et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0ř, 45ř, 90ř compared with the rolling direction at 175řC with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ as a function of $\varepsilon_{III}^p$ and linear fit to identify the Lankford coefficient. . . . .	79
3.3.15	(a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0ř, 45ř et 90ř par rapport à la direction de laminage à 450řC pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ en fonction de $\varepsilon_{III}^p$ et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0ř, 45ř, 90ř compared with the rolling direction at 450řC with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ as a function of $\varepsilon_{III}^p$ and linear fit to identify the Lankford coefficient. . . . .	79

3.3.16	(a) Courbes expérimentales de traction du C68 à 0ř, 45ř et 90ř par rapport à la direction de laminage à 720řC pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ en fonction de $\varepsilon_{III}^p$ et régression linéaire permettant l'identification du coefficient de Lankford dans chacune des directions. (a) Stress/strain tensile curves of the C68 steel at 0ř, 45ř, 90ř compared with the rolling direction at 720řC with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ , (b) $\varepsilon_{II}^p$ as a function of $\varepsilon_{III}^p$ and linear fit to identify the Lankford coefficient in several directions. . . . .	80
3.3.17	Évolution de la déformation logarithmique observée au niveau de la section minimale apparaissant dans la zone de striction en fonction du temps pour différentes températures à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ . Evolution of the true strain observed in the minimal section in the necking area as a function of time for different temperatures with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	81
4.3.1	Dépendance de la limite d'élasticité expérimentale $\sigma_0$ et de $R_{10\%}$ (pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ ) à la température et régressions utilisant un paramètre de sensibilité à la température $m$ différent pour chacune des zones. Dependence of the yield stress and $R_{10\%}$ with temperature and fits using a different parameter $m$ for each area. . . . .	93
4.3.2	Sensibilité de $R_{12\%}$ et de $R_{18\%}$ à la vitesse de déformation à 25°C et fonction logarithmique correspondante. Strain rate dependence of the equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 % at 25°C and fitted logarithmic function. . . . .	95
4.3.3	Sensibilité de $R_{12\%}$ et de $R_{18\%}$ à la vitesse de déformation à 25°C et fonction puissance correspondante. Strain rate dependence of the equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 % at 25°C and fitted power function. . . . .	95
4.3.4	Effet du couplage température/vitesse de déformation sur $R_{10\%}$ . Coupling effect temperature/strain rate on the equivalent stress at 10 % of plastic strain, $R_{10\%}$ . . . . .	96
4.3.5	Évolution du module d'Young du C68 en fonction de la température. Illustration of the thermo-elastic model. . . . .	98
4.3.6	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ . Comparison between the Johnson-Cook model and experimentals data at several temperatures with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	100

4.3.7	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Comparison between the Johnson-Cook model and experimentals data at several temperatures with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	101
4.3.8	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ . Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimentals data at several temperatures with a strain rate of $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	103
4.3.9	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimentals data at several temperatures with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	104
4.3.10	Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook modifié et les données expérimentales de traction à $720^\circ\text{C}$ pour une vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Comparison between the modified Johnson-Cook model and experimentals data at $720^\circ\text{C}$ with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	105
4.3.11	Modélisation proposée par Hahn [32] pour décrire le comportement plastique locale. Typical stress-strain curve proposed by Hahn [32] to describe the local plastic behavior. . . . .	107
4.3.12	Aperçu du début de la loi de Voce généralisée. Glimpse of the beginning of the generalized Voce's law. . . . .	107
4.3.13	Comparaison entre le modèle de Voce modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-1}/s$ . Comparison between the modified Voce model and experimentals data at several temperatures with a strain rate at $1 \times 10^{-1}/s$ . . . . .	109
4.3.14	Comparaison entre le modèle de Voce modifié et les données expérimentales de traction à différentes températures pour une vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Comparison between the modified Voce model and experimentals data at several temperatures with a strain rate at $4 \times 10^2/s$ . . . . .	110

4.4.1	Modèle rhéologique d'élasticité unidirectionnel avec les contributions $E_0$ , $E_s$ et les paramètres $(G, s)$ du modèle de Saint-Venant. Unidirectional elasticity rheological model with contributions $E_0$ , $E_s$ and the couple of parameters $(G, s)$ for the Saint-Venant's model. . . . .	112
4.4.2	Distribution de Rayleigh pour $\theta$ variant de 0,5 à 4 Rayleigh's distribution for $\theta$ between 0,5 and 4 . . . . .	113
A.1	Visualisation des déformations lors du passage d'une bande de Piobert-Lüders lors d'un essai de traction. Strains during the passage of a Piobert-Lüders' band in a tensile test. . . . .	122
C.1	Photographie de l'extensomètre monté pour l'acquisition du déplacement de l'éprouvette lors d'un essai de traction. Picture of an extensometer fixed onto a sample for the displacement acquisition during a tensile test. . . . .	127
C.2	Courbe de référence contrainte-déformation typique d'un acier. Stress-strain curve of a typical steel. . . . .	128
D.1	(a) Schématisation d'un système de barres d'Hopkinson, (b) Représentation réelle de barres d'Hopkinson et (c) Système de maintien de la barre incidente (point B sur le schéma) [17, 88, 86]. (a) Schematization of a split Hopkinson tension bar system, Real representation of bars and (c) Holding system of the incident bar (B in the diagram) [17, 88, 86]. . . . .	132
E.1	Principe de base de la corrélation d'images entre une image de référence (à gauche) et une image déformée (à droite). Principle of the digital image correlation between an original picture (on the left) and a deformed picture (on the right). . . . .	137
E.2	Grille virtuelle utilisée pour corrélérer les images. Virtual grid used to correlate digital images. . . . .	138
F.1	Courbe expérimentale Force/Déplacement lors d'un essai de traction montrant la charge maximale $F_m$ . Load/displacement curve showing the maximum load $F_m$ during a tensile test. . . . .	140
F.2	Striction diffuse et striction localisée sur une éprouvette rectangulaire lors d'un essai de traction monotone. Diffuse necking and localized necking on a monotonous rectangular sample during tensile test. . . . .	140



F.3	Reconstruction du profil de l'éprouvette en utilisant les déformations transverses obtenues par corrélation d'images. Profile reconstruction using transverse strains obtained by digital image correlation. . . . .	142
F.4	Courbes expérimentales de traction avec correction de Bridgman - Le Roy et correction de Bridgman classique dont le rayon est déterminé expérimentalement d'après les images numériques. Stress/strain curves with Bridgman - Le Roy's correction and classical Bridgman's correction whose the radius is experimentally determined with digital images. . . . .	143
G.1	Résultats numériques et expérimentaux des essais de cisaillement après identification des paramètres du modèle de comportement. Numericals and experimentals results of shear test after optimisation of parameters. . . . .	146

# Liste des tableaux

1.1	Composition chimique en % massique de l'acier C68 d'après la fiche matière. Chemical composition of the C68 according to the material form. . . . .	18
1.2	Propriétés thermiques de l'acier C68 [84]. Thermal properties of the high-carbon steel C68 [84]. . . . .	19
1.3	Microdureté du C68 pour les différents échantillons testés. C68 microhardness for different samples tested. . . . .	21
2.1	Résultats des essais de traction cycliques sur le C68. Results of cyclic tensile tests of the C68 steel. . . . .	30
2.2	Résultats des essais par onde ultrasonore sur le C68. Results of tests by ultrasonic wave of the C68 steel. . . . .	32
2.3	Paramètres du modèle de comportement élastique du C68 par la technique d'excitation par impulsion. Results of elastic tests using the impulse excitation technique. . . . .	34
2.4	Valeurs des paramètres matériaux de l'évolution du module d'élasticité du matériau étudié en fonction de la déformation plastique équivalente. Values of material parameters of the evolution of modulus of elasticity of the studied material as a function of the equivalent plastic strain. . . . .	37
2.5	Fréquences d'enregistrement des images utilisées au cours des essais. Recording frequencies of images used during tests. . . . .	46
2.6	Valeurs des caractéristiques mécaniques mesurées en fonction de l'orientation par rapport à la direction de laminage à 25°C. Values of mechanical properties measured as a function of orientation relative to the rolling direction at 25°C. . . . .	52
3.1	Précision $\Delta T$ (expérimentale et théorique) du pyromètre IPE 140 pour quelques températures. Accuracy $\Delta T$ (experimental and theoretical) of the pyrometer IPE 140 for some temperatures. . . . .	70

3.2	Valeurs des coefficients d'anisotropie du C68 mesurés expérimentalement à différentes températures. Values of anisotropic properties on the C68 steel experimentally measured at different temperatures. . . . .	80
4.1	Constantes utilisées pour la sensibilité à la température. Constants used for temperature dependence. . . . .	92
4.2	Coefficient de détermination des fonctions logarithmique et puissance en fonction des contraintes équivalentes à 12 % et 18 % de déformation plastique. Determination coefficient of logarithmic and power functions as a function of equivalent stress at a plastic strain of 12 % and 18 %. . . . .	94
4.3	Paramètres du modèle de comportement thermo-élastique. Parameters of the thermo-elastic model. . . . .	98
4.4	Paramètres du modèle de Johnson-Cook associé au critère de von Mises. Parameters of Johnson-Cook's model with mixed isotropic and kinematic hardening with the von Mises' criterion. . . . .	99
4.5	Paramètres du modèle de Johnson-Cook modifié associé au critère de von Mises Parameters of modified Johnson-Cook model with the von Mises' criterion . . . . .	102
4.6	Paramètres du modèle de Johnson-Cook modifié associé au critère de von Mises à 720°C pour une vitesse de déformation de $4 \times 10^2/s$ . Parameters of modified Johnson-Cook model with the von Mises' criterion at 720°C with a strain rate of $4 \times 10^2/s$ . . . . .	105
4.7	Paramètres du modèle de Voce modifié associé au critère de von Mises à 25°C pour une modélisation des bandes de Piobert-Lüders. Parameters of modified Voce model with the von Mises' criterion at 25°C to modelise Piobert-Lüders' bands. . . . .	108
4.8	Paramètres du modèle de Voce modifié associé au critère de von Mises. Parameters of modified Voce model with the von Mises' criterion. . . . .	109
4.9	Tableau récapitulatif des principaux éléments des modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastiques . . . . .	114
G.1	Paramètres du modèle de comportement avec écrouissage isotrope et cinématique. Parameters of the constitutive model with isotropic law and kinematic hardening. .	146

# Bibliographie

- [1] <http://www.imce.net/impulse-excitation-technique>.
- [2] ISO 12680-1-2005 - Méthodes d'essai pour produits réfractaires - Partie 1 : Détermination du module de young dynamique (MOE) par excitation de vibration par impulsion, 2005.
- [3] ISO 6892-1-2009 - Essai de traction - Partie 1 : Méthode d'essai à température ambiante, 2009.
- [4] M. Anwander, B.G. Zagar, B. Weiss, and H. Weiss. Noncontacting strain measurements at high temperatures by the digital laser speckle correlation. *Experimental Mechanics*, 40(1) :98–105, 2000.
- [5] F. Augereau, V. Roque, L. Robert, and G. Despaux. Non-destructive testing by acoustic signature of damage level in 304L steel samples submitted to rolling, tensile test and thermal annealing treatments. *Materials Science and Engineering : A*, 266(1) :285–294, 1999.
- [6] S. Avril, E. Ferrier, A. Vautrin, P. Hamelin, and Y. Surrél. A full-field optical method for the experimental analysis of reinforced concrete beams repaired with composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(7) :873–884, 2004.
- [7] C. Badulescu, M. Grédiac, JD Mathias, and D. Roux. A procedure for accurate one-dimensional strain measurement using the grid method. *Experimental Mechanics*, 49(6) :841–854, 2009.
- [8] M. Bakhshi-Jooybari, B. Rahmani, V. Daezadeh, and A. Gorji. The study of spring-back of CK67 steel sheet in V-die and U-die bending processes. *Materials & Design*, 30(7) :2410–2419, 2009.
- [9] P. Balland, L. Tabourot, and M. Fivel. Comparison of physically based constitutive laws used for numerical simulations of plasticity of metals. *Journal of physics IV*, 11(PR4) :381–388, 2001. 4th European Mechanics of Materials Conference on Processes, Microstructures and Mechanical Properties.

- [10] V. Ballarin, M. Soler, A. Perlade, X. Lemoine, and S. Forest. Mechanisms and modeling of bake-hardening steels : Part 1. Uniaxial tension. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(6) :1367–1374, 2009.
- [11] S.R. Bodner. Unified plasticity-an engineering approach. Technical report, DTIC Document, 2000.
- [12] S.R. Bodner and Y. Partom. Constitutive equation for elastic-viscoplastic strain-hardening materials. *Journal of Applied Mechanics*, 42 :385–389, 1975.
- [13] S. Bouvier, H. Haddadi, P. Levée, and C. Teodosiu. Simple shear tests : Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains. *Journal of Materials Processing Technology*, 172 :96–103, 2006.
- [14] P.W. Bridgman. *Studies in large plastic flow and fracture*. Mc. Graw-Hill, 1952.
- [15] L. Bruno, G. Felice, L. Pagnotta, A. Poggialini, and G. Stigliano. Elastic characterization of orthotropic plates of any shape via static testing. *International Journal of Solids and Structures*, 45(3-4) :908–920, 2008.
- [16] S.C. Chang, C.A. Huang, S.Y. Yu, Y. Chang, W.C. Han, T.S. Shieh, H.C. Chung, H.T. Yao, G.D. Shyu, H.Y. Hou, C.C. Wang, and W.S. Wang. Tube spinnability of AA 2024 and 7075 aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 80 :676–682, 1998.
- [17] A.H. Clausen and T. Auestad. Split-hopkinson tension bar : Experimental set-up and theoretical considerations. Technical report, Norwegian University of Science and Technology, 2002.
- [18] R.M. Cleveland and A.K. Ghosh. Inelastic effects on springback in metals. *International Journal of Plasticity*, 18(5) :769–785, 2002.
- [19] R.R. Cordero, M. François, I. Lira, and C. Vial-Edwards. Whole-field analysis of uniaxial tensile tests by moiré interferometry. *Optics and Lasers in Engineering*, 43(9) :919–936, 2005.
- [20] E. Cosola, K. Genovese, L. Lamberti, and C. Pappalettere. A general framework for identification of hyper-elastic membranes with Moiré techniques and multi-point simulated annealing. *International Journal of Solids and Structures*, 45(24) :6074–6099, 2008.
- [21] A.H. Cotrell. Report of the Bristol conference on strength of solids. Technical report, The Physical Society of London, 1948.
- [22] T. Coudert. *Reconstruction tridimensionnelle du volume intérieur d’une chaussure : évaluation du chaussant*. PhD thesis, Université de Savoie, 2005.

- 
- [23] F. Degré. *Prédiction numérique des caractéristiques d'une pièce traitée par galetage, application au secteur du décolletage*. PhD thesis, Université de Grenoble, 2011.
- [24] C. Déprés, C. Manole, P. Balland, F. Degré, L. Tabourot, and V. Pouzols. *Plasticity of crystalline materials : from dislocations to continuum*. Wiley-ISTE, 2011.
- [25] C. Dudescu, J. Naumann, M. Stockmann, and S. Nebel. Characterisation of thermal expansion coefficient of anisotropic materials by electronic speckle pattern interferometry. *Strain*, 42(3) :197–205, 2006.
- [26] S. Dumoulin, L. Tabourot, C. Chappuis, P. Vacher, and R. Arrieux. Determination of the equivalent stress-equivalent strain relationship of a copper sample under tensile loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 133(1) :79–83, 2003.
- [27] P.A. Eggertsen and K. Mattiasson. Experiences from experimental and numerical spring-back studies of a semi-industrial forming tool. *International Journal of Material Forming*, pages 1–19, 2011.
- [28] J.C. Gélín, S. Thibaut, and N. Boudeau. Modelling and simulation of the influence of forming processes on the structural behaviour of high strength steels. *AIP Conference Proceedings*, 778 :101–106, 2005.
- [29] B.M.B. Grant, H.J. Stone, P.J. Withers, and M. Preuss. High-temperature strain field measurement using digital image correlation. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 44 :263–271, 2009.
- [30] R. Grèze. *Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage*. PhD thesis, Université de Bretagne-Sud, 2009.
- [31] Z. Gronostajski. The constitutive equations for FEM analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, 106 :40–44, 2000.
- [32] G.T. Hahn. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related BCC metals. *Acta Metallurgica*, 10(8) :727–738, 1962.
- [33] P. Hähner. Theory of solitary plastic waves, part I : Lüders bands in polycrystals. *Applied Physics A : Materials Science & Processing*, 58(1) :41–48, 1994.
- [34] E.O. Hall. *Yield point phenomena in metals and alloys*. Plenum Press, 1970.
- [35] J. Harding, E.O. Wood, and J.D. Campbell. Tensile testing of materials at impact rates of strain. *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2(2) :88–96, 1960.
- [36] K. Heritage, C. Frisby, and A. Wolfenden. Impulse excitation technique for dynamic flexural measurements at moderate temperature. *Review of Scientific Instruments*, 59(6) :973–974, 1988.

- [37] J.H. Hollomon. Tensile deformation. *AIME TRANS*, 12(4) :1–22, 1945.
- [38] M. Houillon. *Modélisation du procédé de fluotournage du tantale et du traitement thermique associé*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009.
- [39] H. Huh, W.J. Kang, and S.S. Han. A tension split hopkinson bar for investigating the dynamic behaviour of sheet metals. *Experimental Mechanics*, 42(1) :8–17, 2002.
- [40] G.R. Johnson and W.H. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, volume 21, pages 541–547. The Hague, Netherlands : International Ballistics Committee, 1983.
- [41] W.G. Johnson and J.J. Gilman. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in Lithium Fluoride Crystals. *Journal of Applied Physics*, 30(2) :129–144, 1959.
- [42] S. Kalpakcioglu. On the mechanics of shear spinning. *Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry*, 83 :125–130, 1961.
- [43] S. Kalpakjian and S. Rajagopal. Spinning of tubes : a review. *Journal of Applied Metalworking*, 2(3) :211–223, 1982.
- [44] H. Kolsky. An investigation of mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 62 :676–700, 1949.
- [45] S. Koss. *Écrouissage isotrope et anisotrope des aciers laminés soumis à de grandes déformations*. PhD thesis, Université de Grenoble, 1992.
- [46] W.T. Lankford, S.C. Snyder, and J.A. Bausher. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Transactions of the American Society of Metals*, 42 :1197–1205, 1950.
- [47] B.A. Latella and S.R. Humphries. Young’s modulus of a 2.25Cr-1Mo steel at elevated temperature. *Scripta Materialia*, 51 :635–639, 2004.
- [48] G. Le Roy, J.D. Embury, G. Edwards, and M.F. Ashby. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. *Acta Metallurgica*, 29(8) :1509–1522, 1981.
- [49] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat. *Mécanique des matériaux solides*. 2009.
- [50] J. Liu, J. Lyons, M.A. Sutton, and A. Reynolds. Experimental characterization of crack tip deformation fields in alloy 718 at high temperatures. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 120 :71–78, 1998.
- [51] J. Liu, M.A. Sutton, J.S. Lyons, and X. Deng. Experimental investigation of near crack tip creep deformation in alloy 800 at 650°C. *International Journal of Fracture*, 91 :233–268, 1998.

- 
- [52] O.J. Løckberg, J.T. Malmo, and G.Å. Slettemoen. Interferometric measurement of high temperature objects by electronic speckle pattern interferometry. *Applied Optics*, 24(19) :3167–3172, 1985.
- [53] W.M. Lomer. The yield phenomenon in polycrystalline mild. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1(1) :64–73, 1952.
- [54] W. Lüders. Über die äusserung der elasticität an stahlartigen eisenstäben und stahlstäben, und über eine beim biegen solcher stäbe beobachtete molecularbewegung. *Dingler's Polytechnic Journal*, 155 :18–22, 1860.
- [55] P. Ludwick. *Elemente der technologischen mechanik*. Springer Verlag, 1909.
- [56] J.S. Lyons, J. Liu, and M.A. Sutton. High-temperature deformation measurements using digital image correlation. *Experimental Mechanics*, 36 :64–70, 1996.
- [57] H. Mahbadi and M. Eslami. Cyclic loading of thick vessels based on the Prager and Armstrong-Frederick kinematic hardening models. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83 :409–419, 2006.
- [58] Z. Marciniak and J. Kolodziejski. Assessment of sheet metal failure sensitivity by method of torsioning the rings. *Proceedings of the 7th Biannual Congr. of the IDDRG, Amsterdam*, pp. s6, pages 61–64, 1972.
- [59] J.D. Mathias, X. Balandraud, and M. Grédiac. Experimental investigation of composite patches with a full-field measurement method. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(2) :177–190, 2006.
- [60] A.K. Miller. An inelastic constitutive model for monotonic, cyclic, and creep deformation (Parts I and II). *ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, 98 :97–113, 1976.
- [61] F. Morestin and M. Boivin. On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software. *Nuclear Engineering and Design*, 162(1) :107–116, 1996.
- [62] F. Morestin, M. Boivin, and C. Silva. Elasto-plastic formulation using a kinematic hardening model for springback analysis in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 56(1) :619–630, 1996.
- [63] C.L. Packam. Metal spinning and shear and flow forming. *Metallurgia and Metal Forming*, 43(8) :250–253, 1976.
- [64] B. Pan, D. Wu, and Y. Xia. High-temperature deformation field measurement by combining transient aerodynamic heating simulation system and reliability-guided digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 48(9) :841–848, 2010.



- [65] G. Piobert, A.J. Morin, and I. Didion. Commission des principes du tir. *Mémorial de l'artillerie*, 5 :501–552, 1842.
- [66] D. Post and J.D. Wood. Determination of thermal strains by moiré interferometry. *Experimental Mechanics*, 29(3) :318–322, 1989.
- [67] T. Pottier. *Identification paramétrique par recalage de modèles éléments finis couplée à des mesures de champs cinématiques et thermiques*. PhD thesis, Université de Savoie, 2010.
- [68] V. Pouzols. *Optimisation d'opérations industrielles de pliage par la méthode des éléments finis*. PhD thesis, Université de Savoie, 2010.
- [69] E.S. Puchi Cabrera. High temperature deformation of 316L stainless steel. *Materials Science and Technology*, 17(2) :155–161, 2001.
- [70] E.F. Rauch and C. G'sell. Flow localization induced by a change in strain path in mild steel. *Materials Science and Engineering : A*, 111 :71–80, 1989.
- [71] J. Raujol-Veillé. *Simulation numérique d'un procédé de formage incrémentale*. PhD thesis, Université de Savoie, 2012.
- [72] J. Raujol-Veillé, F. Toussaint, L. Tabourot, M. Vautrot, and P. Balland. EF simulation of a steel thin-wall short-tube forming process. In *AIP Conference Proceedings*, volume 1353, page 258, 2011.
- [73] G. Roebben, B. Bollen, A. Brebels, J. Van Humbeeck, and O. Van der Biest. Impulse excitation apparatus to measure resonant frequencies, elastic moduli, and internal friction at room and high temperature. *Review of Scientific Instruments*, 68(12) :4511–4515, 1997.
- [74] I. Rohr, H. Nahme, and K. Thoma. Material characterization and constitutive modelling of ductile high strength for a wide range of strain rates. *International Journal of Impact Engineering*, 31(4) :401–433, 2005.
- [75] M. Runge. Spinning and flow forming. *Werkzeugmaschinenbau/Verlag Moderne Industrie AG*, 1994.
- [76] M. Runge. *Spinning and flowing forming*. Leico GmbH, 1997.
- [77] W.J. Ryu, Y.J. Kang, S.H. Baik, and S.J. Kang. A study on the 3-D measurement by using digital projection moiré method. *Optik-International Journal for Light and Electron Optics*, 119(10) :453–458, 2008.
- [78] A. Saai. *Modèle physique de la plasticité d'un cristal métallique CFC soumis à des chargements alternés : Contribution à la définition d'une modélisation multiéchelles de la mise en forme des métaux*. PhD thesis, Université de Savoie, 2007.

- 
- [79] C.S. Seok and K.L. Murty. Effect of dynamic strain aging on mechanical and fracture properties of A516Gr70 steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 76(14) :945–953, 1999.
- [80] W.N. Sharpe. A high-frequency high-temperature optical strain/displacement gage. *Experimental Mechanics*, 50(2) :227–237, 2009.
- [81] W.N. Sharpe Jr, B. Yuan, R. Vaidyanathan, and R.L. Edwards. Measurements of Young’s modulus, poisson’s ratio, and tensile strength of polysilicon. In *Micro Electro Mechanical Systems, 1997. MEMS’97, Proceedings, IEEE., Tenth Annual International Workshop on*, pages 424–429. IEEE, 1997.
- [82] M. Sjö Dahl. Some recent advances in electronic speckle photography. *Optics and Lasers in Engineering*, 29(2) :125–144, 1998.
- [83] B. Song and W. Chen. Dynamic stress equilibration in split Hopkinson pressure bar tests on soft materials. *Experimental Mechanics*, 44 :300–312, 2004.
- [84] M. Spittel and T. Spittel. *SpringerMaterials - The Landolt-Börnstein Database*, chapter Steel symbol/number : C67/1.0603. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009.
- [85] Y. Surrel. Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification. *Instrumentation, Mesure et Métrologie*, 4 :11–42, 2004.
- [86] V. Tarigopula, O.S. Hopperstad, A. Clausen, and M. Langseth. Effect of pre-straining on localisation and fracture of dual-phase steel at elevated rates of strain. In *DYMAT 2009-9th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading*, volume 1, pages 801–807, 2009.
- [87] V. Tarigopula, O.S. Hopperstad, M. Langseth, A.H. Clausen, and F. Hild. A study of localisation in dual-phase high-strength steels under dynamic loading using digital image correlation and FE analysis. *International Journal of Solids and Structures*, 45(2) :601–619, 2008.
- [88] V. Tarigopula, M. Langseth, O.S. Hopperstad, and A.H. Clausen. Axial crushing of thin-walled high-strength steel sections. *International Journal of Impact Engineering*, 32(5) :847–882, 2006.
- [89] A.E. Tekkaya, K. Pöhlandt, and K. Lange. Determining stress-strain curves of sheet metal in the plane torsion test. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 31 :171–174, 1982.
- [90] N. Temimi-Maaref. *Comportement thermo-mécanique et rupture de polypropylènes. Etude expérimentale et modélisation*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2006.

- [91] S. Thuillier and P.Y. Manach. Comparison of the work-hardening of metallic sheets using tensile and shear strain paths. *International Journal of Plasticity*, 25(5) :733–751, 2009.
- [92] H. Tsukahara and T. Iung. Finite element simulation of the Piobert-Lüders behavior in an uniaxial tensile test. *Materials Science and Engineering A*, 248(1) :304–308, 1998.
- [93] P. Vacher, S. Dumoulin, F. Morestin, and S. Mguil-Touchal. Bidimensional strain measurement using digital images. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C : Journal of Mechanical Engineering Science*, 213(8) :811–817, 1999.
- [94] P. Vacher, A. Haddad, and R. Arrieux. Determination of the forming limit diagrams using image analysis by the correlation method. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 48(1) :227–230, 1999.
- [95] M. Verdier, Y. Brechet, and P. Guyot. Recovery of AlMg alloys : flow stress and strain-hardening properties. *Acta Materialia*, 47(1) :127–134, 1998.
- [96] J.P. Vergès and J.P. Bernadou. Fluotournage. *Les techniques de l'Ingénieur*, 1983.
- [97] P. Verleysen and J. Degrieck. Experimental investigation of the deformation of hopkinson bar specimens. *International journal of impact engineering*, 30(3) :239–253, 2004.
- [98] E. Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the Institute for Metals*, 74 :537–562, 1948.
- [99] R. Völkl and B. Fischer. Mechanical testing of ultra-high temperature alloys. *Experimental Mechanics*, 44(2) :121–127, 2004.
- [100] R. Völkl, B. Fischer, M. Beschliesser, and U. Glatzel. Evaluating strength at ultra-high temperatures methods and results. *Materials Science and Engineering A*, 483-484 :587–589, 2008.
- [101] D. Wagner, J.C. Moreno, and C. Prioul. Dynamic strain aging sensitivity of heat affected zones in C–Mn steels. *Journal of Nuclear Materials*, 252(3) :257–265, 1998.
- [102] D. Wagner, J.C. Moreno, C. Prioul, J.M. Frund, and B. Houssin. Influence of dynamic strain aging on the ductile tearing of C–Mn steels : modelling by a local approach method. *Journal of Nuclear Materials*, 300(2) :178–191, 2002.
- [103] Y. Wang, Y. Zhou, and Y. Xia. A constitutive description of tensile behavior for brass over a wide range of strain rates. *Materials Science and Engineering A*, 372(1) :186–190, 2004.
- [104] C.C. Wong, T.A. Dean, and J. Lin. A review of spinning, shear forming and flow forming processes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(14) :1419–1435, 2003.

- 
- [105] Y. Xu, S.H. Zhang, P. Li, K. Yang, D.B. Shan, and Y. Lu. 3D rigid-plastic FEM numerical simulation on tube spinning. *Journal of Materials Processing Technology*, 113(1) :710–713, 2001.
- [106] I. Yamaguchi. Holography, speckle, and computers. *Optics and Lasers in Engineering*, 39(4) :411–429, 2003.
- [107] K. Yamaguchi, H. Adachi, and N. Takakura. Effects of plastic strain and strain path on youngs modulus of sheet metals. *Metals and Materials International*, 4(3) :420–425, 1998.
- [108] M. Yang, Y. Akiyama, and T. Sasaki. Evaluation of change in material properties due to plastic deformation. *Journal of Materials Processing Technology*, 151(1) :232–236, 2004.
- [109] F. Yoshida and T. Uemori. A model of large-strain cyclic plasticity and its application to springback simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45(10) :1687–1702, 2003.
- [110] F. Yoshida, T. Uemori, and K. Fujiwara. Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain. *International Journal of Plasticity*, 18(5) :633–659, 2002.
- [111] S.L. Zang, J. Liang, and C. Guo. A constitutive model for spring-back prediction in which the change of Young modulus with plastic deformation is considered. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(11) :1791–1797, 2007.
- [112] H. Zhang, W. Wen, and H Cui. Behaviors of IC10 alloy over a wide range of strain rates and temperatures : Experiments and modeling. *Materials Science and Engineering : A*, 504(1-2) :99–103, 2009.
- [113] J. Zhang and Y. Jiang. Lüders bands propagation of 1045 steel under multiaxial stress state. *International Journal of Plasticity*, 21(3) :651–670, 2005.
- [114] Z.L. Zhang, M. Hauge, J. Ødegård, and C. Thaulow. Determining material true stress-strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section. *International Journal of Solids and Structures*, 36(23) :3497–3516, 1999.
- [115] H. Ziegler. A modification of pragers hardening rule. *Quartely of Applied Mathematics*, 17 :55–65, 1959.





**Résumé :**

L'objectif de ce travail de thèse est la caractérisation et la modélisation du comportement thermo-mécanique d'un acier à haut taux de carbone dans des conditions de chargement identiques à celles d'un procédé de formage incrémental à 720°C. Le regain d'intérêt des industriels pour ce type de procédé provient du fait qu'ils sont moins énergivores et permettent un ratio matière valorisée sur matière brute intéressant pour des propriétés mécaniques améliorées de la pièce formée. Le recours à l'outil numérique devient aujourd'hui une solution intéressante pour optimiser au mieux la mise au point du procédé. Son application demande, entre autres, une description fine du comportement du matériau dans les conditions de sollicitations de celui-ci, c'est-à-dire sur une large plage de vitesses de déformation et de températures. Pour cela, une caractérisation du matériau est nécessaire dans ces conditions. Le comportement mécanique d'un acier à haut taux de carbone a été étudié au travers d'essais de traction quasi-statiques et dynamiques afin de déterminer la sensibilité du matériau à la température et à la vitesse de déformation. Cette caractérisation repose sur la combinaison novatrice d'un système de chauffage par induction contrôlé par pyrométrie et d'un système d'acquisition d'images numériques. Ce dernier est utilisé pour la détermination des déformations à partir des champs de déplacement obtenus par corrélation d'images. En particulier, les effets de la température sur le module d'élasticité, l'anisotropie et l'écrouissage isotrope ont été étudiés. Les résultats de ces essais ont ensuite constitué une base de données expérimentales pour l'identification des paramètres de divers modèles de comportement thermo-élasto-visco-plastique. Ces derniers sont plus ou moins complets selon le nombre de paramètres utilisés pour décrire le comportement du matériau sur l'ensemble du domaine étudié. Cela permet d'identifier le modèle avec le meilleur ratio qualité/coût-délai pour une application donnée. Chacun des modèles étudiés dispose donc d'un domaine de définition propre.

**Mots-clés :**

module d'Young, caractérisation, température, vitesse de déformation

---

**Abstract :**

The aim of this thesis work is the characterization and the modelisation of the thermo-mechanical behaviour of a high-carbon steel with loading conditions corresponding to those imposed by a forming process at 720°C. The renewal interest for this kind of industrial process comes from the fact that they use less energy and provide a ratio of material valued/raw material interesting to improved mechanical properties of the formed part. The use of numerical tool becomes today an interesting solution to optimize the development process. Its application requires a detailed description of the material behaviour in the loading conditions of the process, that is over a wide range of strain rates and temperatures. So, a material characterization is required in those conditions. The mechanical behaviour of a high-carbon steel was studied through quasi-static and dynamic tensile tests in order to determine the temperature and strain rate sensitivity of the material. This characterization is based on the innovative combination of an induction system controlled by pyrometry and a digital image acquisition system. This one is used for the determination of strains from displacement fields obtained by digital image correlation. In particular, effects of temperature on the modulus of elasticity, anisotropy and isotropic hardening were studied. Results of these tests allow us to establish a experimental database for the identification of parameters of various thermo-elasto-visco-plastic models. These are more or less complete depending on the number of parameters used to describe the material behaviour throughout the studied area. The model with the best ratio quality/cost-delay for a given application can be identified. Each of studied models has a specific domain of validity.

**Key words :**

Young modulus, characterization, temperature, strain rate